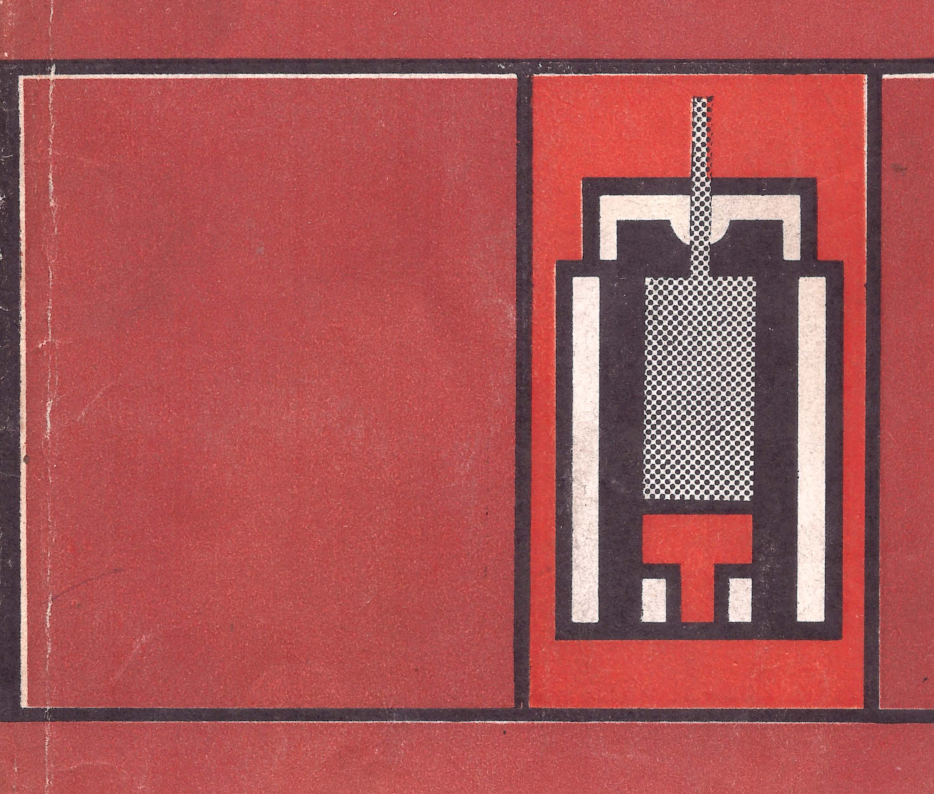
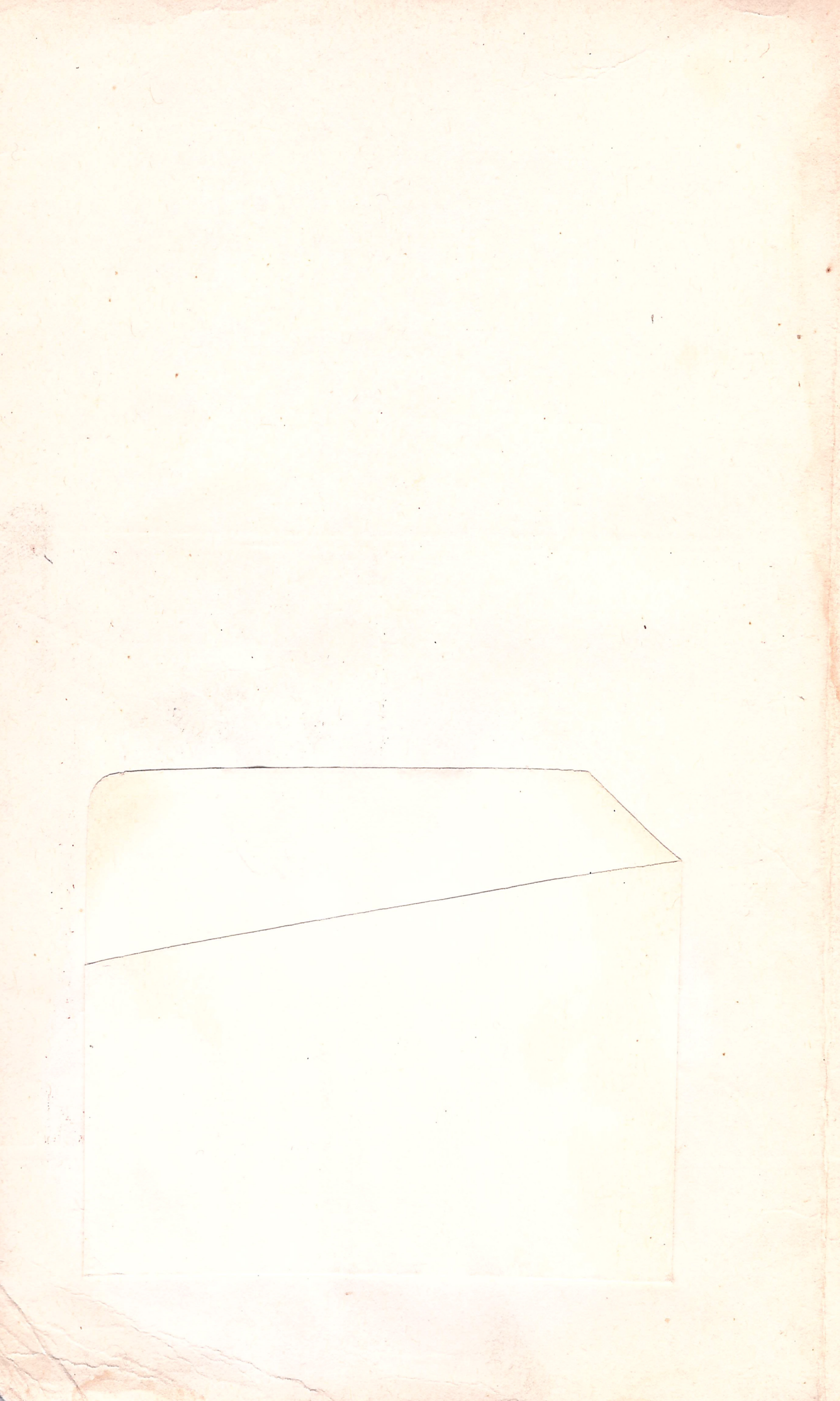
НОВОЕ В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ



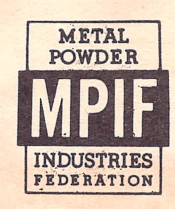


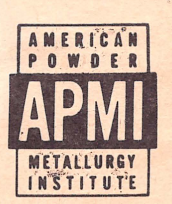
PROGRESS IN POWDER METALLURGY

Proceedings of the Nineteenth Annua

PROGRESS IN POWDER METALLURGY

Proceedings of the Nineteenth Annual
Powder Metallurgy Technical Conference
Sponsored by the
Metal Powder Industries Federation
and the
American Powder Metallurgy Institute





Held at

THE HOTEL SHERATON-CADILLAC

DETROIT • MICHIGAN

APRIL 29 • APRIL 30 • MAY 1

НОВОЕ В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Труды 19-й ежегодной американской конференции по порошковой металлургии, Детройт, США

ПЕРЕВОД С АНГЛИЙСКОГО
Э. А. ЖУРАВЛЕВОЙ



ИЗДАТЕЛЬСТВО «МЕТАЛЛУРГИЯ»
Москва — 1970

СОДЕРЖАНИЕ

Г. Г. Хознер. Линейная усадка при спекании порошковых материалов 5
Р. Л. Петтибоун. Получение металлокерамических материалов железо—медь методом пропитки и свойства пропитанных изделий 35
П. Е. Мэтхьюз, С. Брэдбери. Диффузионная обработка металлокерамических изделий 61
Н. К. Кобел, Р. Ф. Нови. Термообработка металлокерамических деталей 70
Дж. Дж. Скотт. Выбор смазок для самосмазывающихся подшипников и других деталей 89
Н. Р. Гарднер, А. Д. Дональдсон, Ф. М. Йенс. Экструзия металлических порошков 101
Ф. И. Залески. Экструзия высокопрочных алюминиевых сплавов 112
Т. С. Догерти. Производство промышленной алюминиевой ленты прокаткой алюминиевых гранул 118
Г. фон Шееле. Влияние некоторых свойств порошка на выбор режима экструзии сварочных электродов 128
У. М. Шефер. Перспективы применения металлокерамических материалов в космонавтике 136
Н. М. Парик. Металлокерамические композиционные материалы 149
Дж. Леффлер, К. Х. Мак-Ки, Р. Дж. Стьюлигросс. Вакуумное спекание цементированных карбидов и тугоплавких сплавов 157
Ф. Дж. Земо. Передача тепла через пористые материалы . 168
К. Х. Ролл. Металлокерамическое производство в США в 1962—1963 гг. 179

3-10-3
93-69

Г. Г. Хознер
(*H. H. Hausner*[1])

ЛИНЕЙНАЯ УСАДКА ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Процесс переноса вещества во время спекания металлического порошка приводит к образованию межчастичных контактов в начальной стадии спекания и к усадке и уплотнению — в конечной стадии. Перемещение материала, вызывающее усадку, являтся следствием диффузии или вязкого течения в твердом состоянии. Эти процессы обычно протекают в определенных преимущественных направлениях, поэтому величина линейной усадки по различным осям брикета бывает неодинакова.

Природа объемной усадки довольно сложна и до сих пор недостаточно изучена; еще менее исследована линейная усадка.

В настоящей статье представлены некоторые данные по линейной усадке металлокерамических цилиндрических брикетов; рассмотрены некоторые факторы, вызывающие анизотропию линейной усадки; в дополнение обсуждаются общие вопросы усадки в процессе спекания.

Проблемы объемной и линейной усадки интересуют не только металлургов-практиков, но и металлургов-теоретиков, изучающих механизм переноса материала в твердом состоянии во время спекания. Цель большинства исследований в области переноса вещества в твердом состоянии — количественное измерение скорости переноса и объема перемещенного материала. Изучение линейной усадки дает некоторую информацию о главном направлении потока вещества во время спекания и поэтому позволяет глубже проникнуть в механизм, вызывающий усадку.

Усадка является следствием переноса материала в твердом состоянии. Перенос материала во время спекания может осуществляться с помощью различных механизмов. Так, например, возможна поверхностная диффу-

---

[1] Polytechnic Institute of Brooklyn

зия, объемная диффузия, диффузия по границам зерен, пластическое течение и испарение — конденсация.

Для большинства материалов механизм испарение—конденсация не имеет существенного значения вследствие относительно малой упругости пара многих металлов при температуре спекания в твердом состоянии.

Относительно других возможных механизмов переноса материала мнения ученых разделяются и часто бывают противоположны. Большинство теорий по массопереносу строится на данных экспериментов по спеканию отдельных частиц порошка сферической формы. В экспериментах такого рода практически устраняются все многочисленные переменные, характерные для реального процесса порошковой металлургии (форма и распределение частиц по размерам, их поверхностная конфигурация и деформация во время уплотнения, напряжения, возникающие в частицах, форма, размер и расположение пор между частицами и т. д.). Практическая ценность исследований с использованием такой модели минимальна; в частности результаты этих экспериментов не могут объяснить характера и величины усадки во время спекания Для того чтобы получить ясное представление о природе как объемной, так и линейной усадки, следует проводить эксперименты с большой массой частиц порошка.

Постановка задачи

При спекании цилиндрических брикетов, полученных прессованием металлического порошка с приложением давления в направлении оси цилиндра, обычно наблюдается усадка цилиндрического образца как в радиальном, так и в аксильном направлении. Величина усадки по этим направлениям несколько различна.

По этому поводу возникают следующие вопросы.

1. В каком из этих двух направлений величина усадки больше?

2. Связана ли линейная усадка в этих направлениях с объемной усадкой?

3. Какова связь между линейной усадкой в различных направлениях?

На основании экспериментальных данных установлено, что отношение величин радиальной и аксиальной усадки может быть равно единице (в том случае, если

величина линейной усадки в обоих направлениях одинакова), быть больше или меньше единицы.

Какие же из параметров реального металлокерамического процесса фактически определяют величину этого отношения? Если отношение величин линейной усадки по различным направлениям не равно единице, то перемещение материала при спекании имеет какое-то предпочтительное направление. Что вызывает этот направленный поток материала?

Проблема линейной усадки является первостепенной в производстве любых порошковых изделий; направленное перемещение материала в твердом состоянии представляет большой теоретический интерес. Следует упомянуть, что эти проблемы в настоящее время еще не решены; сведения, приведенные в этой статье, могут способствовать их решению.

Чтобы избежать неправильного толкования терминов, ниже приведены уравнения, определяющие усадку.

Объемная усадка может быть выражена через изменение объема:

$$e_V = \frac{\Delta V}{V_0} = \frac{V_1 - V_0}{V_0} = \frac{V_1}{V_0} - 1 = \frac{d_0}{d_1} - 1 \qquad (1)$$

или через изменение линейных размеров A и R:

$$e_V = \frac{A_1 R_1^2}{A_0 R_0^2} - 1. \qquad (2)$$

Радиальная усадка

$$e_R = \frac{R}{R_0} = \frac{R_1 - R_0}{R_0} = \frac{R_1}{R_0} - 1; \qquad (3)$$

аксиальная усадка

$$e_A = \frac{A}{A_0} = \frac{A_1 - A_0}{A_0} = \frac{A_1}{A_0} - 1. \qquad (4)$$

Отношение линейных усадок

$$a = \frac{e_R}{e_A} = \frac{R_1 - R_0}{R_0} \cdot \frac{A_0}{A_1 - A_0}. \qquad (5)$$

В примерах, приведенных в следующих разделах, в основном фигурирует величина a — отношение линейных усадок, позволяющая сделать некоторые заключения от-

носительно ориентировки потока материала во время спекания и, следовательно, глубже понять механизм спекания.

Предварительные эксперименты с порошками карбонильного железа

Пример 1. Интересные свойства карбонильного железного порошка до сих пор мало изучены. Относительно недавно было проведено исследование прессуемости и спекаемости порошка карбонильного железа марки НР (размер частиц $\sim$ 10 *мкм*); для сравнения использовались восстановленные электролитические железные порошки с размером частиц —200 меш. Порошки прессовали под давлением 5,6 $T/см^2$ в цилиндрические заготовки диаметром 19,05 *мм* и такой же высоты. Эти заготовки подвергли спеканию при температуре 1093°С в атмосфере водорода в течение 2 *ч*.

Рис. 1 подтверждает широко известный факт: прессованные заготовки из карбонильного порошка имеют

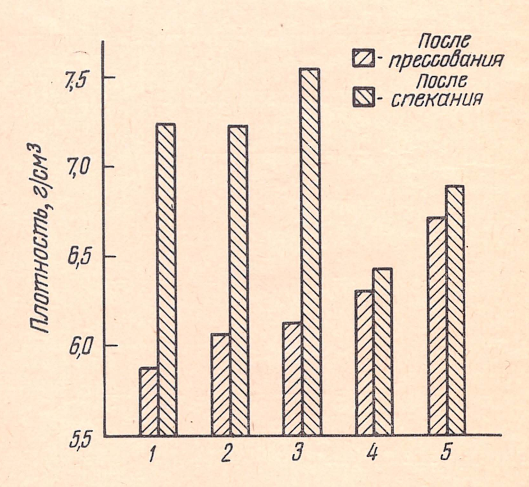


Рис. 1. Плотность металлокерамических брикетов из железных порошков различных марок после прессования под давлением 5,6 $T/см^2$ и после спекания при 1093° С в течение 2 *ч* в атмосфере водорода:

1 — электролитический —200 меш; *2* — восстановленный —200 меш; *3* — карбонильный марки НР; *4* — то же, марки L ; *5* — то же, марки С

меньшую плотность, чем заготовки из восстановленных или электролитических порошков. После спекания картина меняется, плотность брикетов из карбонильного железа выше плотности брикетов, изготовленных из порошков двух других сортов.

Смешивая восстановленный или электролитический порошок железа с 5—20% порошка карбонильного железа, получают несколько большую плотность как после прессования, так и после спекания. Результаты представлены на рис. 2.

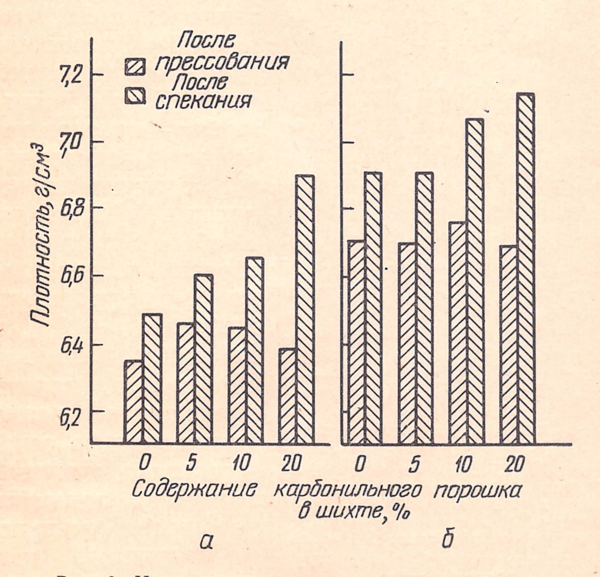


Рис. 2. Изменение плотности металлографических брикетов из восстановленного (*а*) и электролитического (*б*) железного порошка дисперсностью —200 меш при добавлении в шихту карбонильного порошка марки НР (прессование под давлением 5,6 $T/см^2$, спекание 2 *ч* при 1093° С в водороде)

Дополнительные испытания проводились на образцах, изготовленных из шихты различного состава: 100% порошка карбонильного железа, 100% порошка электролитического железа и смеси порошка электролитического железа с 5, 10 и 20% порошка карбонильного железа. Порошки были спрессованы под давлением 46,2 $T/см^2$ в заготовки цилиндрической формы и спечены при температуре 1260°С в течение 1 *ч* в атмосфере водорода; была

определена анизотропия линейной усадки — отношение $\frac{e_R}{e_A}$. Значения этого отношения показаны на рис. 3. Для карбонильного железа отношение линейных усадок равно примерно 1,5, т. е., другими словами, радиальный размер уменьшается значительно больше осевого размера, тогда как для электролитического железа отношение линейных усадок равно примерно 0,5, и, таким образом, длина образца уменьшается в два раза больше, чем его диаметр. Этот пример показывает, что сорт порошка является решающим фактором, определяющим величину линейной усадки. Необходимо отметить, что образцы из смеси порошка электролитического железа с 5—20% порошка карбонильного железа НР имеют практически одинаковую усадку по диаметру и по оси; смеси этого типа должны найти широкое применение в порошковой металлургии.

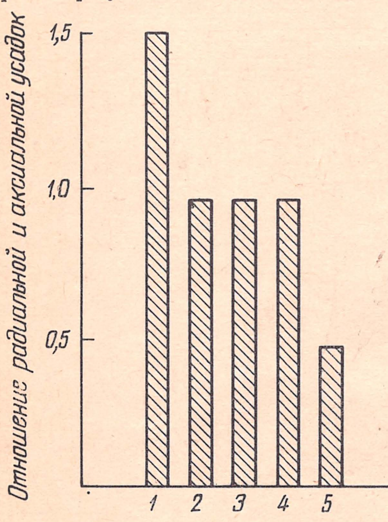


Рис. 3. Анизотропия линейной усадки (отношение усадки по диаметру к усадке по высоте) в образцах из различных железных порошков, прессованных под давлением 4,6 $T/см^2$ и спеченных при 1260° С в течение часа в атмосфере водорода:

1 — карбонильное железо марки НР; *2* — электролитическое железо с добавкой 5% карбонильного железа марки НР; *3* — то же, с добавкой 10%; *4* — то же, с добавкой 20%; *5* — электролитическое железо

Различный характер линейной усадки железных порошков разных сортов трудно объяснить. Неизвестно, является ли это следствием различий в размерах частиц, в форме частиц и удельной поверхности, в чистоте или в кристаллическом строении зерен порошков этих двух сортов.

Испытания, результаты которых были опубликованы в 1947 г. Лидбетером с сотрудниками [1], дают частичный ответ на некоторые из поставленных вопросов. Авторы исследовали различные сорта железных порошков, определяя размер частиц, плотность частиц, насыпной вес и удельную поверхность порошков каждого сорта

Порошки прессовали под давлением 4,6 $T/см^2$ в брикеты размером 65×10×10 *мм* и подвергали спеканию при температуре 1050°С в атмосфере водорода. Некоторые результаты для электролитического, восстановленного и карбонильного порошков приведены в табл. 1.

Таблица 1

Усадочные характеристики различных железных порошков [1]

Шифр образца	Сорт порошка	Характеристики порошка				Плотность брикета, $г/см^3$		Усадочные характеристики				
		средний размер частиц, *мкм*	плотность частицы, $г/см^3$	кажущаяся плотность, $г/см^3$	удельная поверхность, $см^2/г$	после прессования*	после спекания**	линейная усадка, %			объемная усадка, %	отношение усадок по длине и по высоте
								по длине	по ширине	по высоте		
10	Электролитический	63	7,76	2,56	452	6,06	6,18	0,35	0,30	1,20	1,84	0,29
20	Восстановленный	62	7,40	2,38	532	5,38	5,47	0,87	0,73	1,56	3,10	0,55
25	То же	6	7,58	0,97	5161	5,15	7,05	10,10	10,30	9,28	27,0	1,08
26	Карбонильный	7	7,84	3,40	3459	5,69	5,98	1,87	2,22	1,54	5,52	1,22

* Прессование под давлением 4,6 $T/см^2$.
** Спекание при 1050°С в водороде.

Эти данные показывают, что отношение линейных усадок в образцах из относительно крупных порошков электролитического и восстановленного железа (образцы под шифром 10 и 20) значительно меньше единицы, а в образцах из тонких порошков восстановленного железа № 25 и карбонильного железа № 26 — больше единицы. Это позволяет считать, что усадочное отношение зависит от размера частиц, хотя для очень тонкого порошка восстановленного железа (образец № 25) оно оказалось меньше, чем для несколько более крупного порошка карбонильного железа (образец № 26). Можно предположить, что на усадочное отношение также влияет и форма частиц.

Зависимость усадки от давления прессования

Влияние размера частиц на анизотропию линейной усадки недавно исследовано Романом и Хознером [2, 3]. В табл. 2 показаны некоторые результаты, полученные ими на прессованных заготовках из электролитического медного порошка. В этих экспериментах тонкие порошки (—325 меш), смеси тонких и грубых фракций (—100 меш) и грубые порошки (—100+325 меш) прессовали под давлением 0,7 и 1,4 *Т/см²*; брикеты подвергали спеканию в водородной атмосфере при 925°С в течение 1 *ч*. Во всех случаях усадка по диаметру была больше, чем по высоте, и, следовательно, отношение линейной усадки превышало единицу. В образцах, спрессованных при 0,7 *Т/см²*, усадочное отношение с увеличением размера частиц порошка падает; это согласуется с результатами предварительных экспериментов. Однако в брикетах, спрессованных при 1,4 *Т/см²*, влияние размера частиц на линейную усадку противоположно: отношение линейной усадки с увеличением размера частиц порошка растет.

Этот довольно неожиданный результат показывает, что усадочное отношение зависит не только от размера частиц, но также и от давления при прессовании порошка. С приложением давления в деформированных частицах возникают напряжения. Вполне вероятно, что именно напряжения определяют направление перемещения вакансий и атомов в процессе спекания. Возможно также, что приложение давления вызывает некоторую определенную структурную ориентацию в порошковом теле, например ориентацию поверхностей частиц, границ зерен, направления пор. Данные, приведенные в табл. 2, показывают, что давление прессования является одним из важных факторов, который влияет на характер линейной усадки во время спекания.

Серия аналогичных испытаний проведена Ленелем и Хознером с сотрудниками [4] также на порошках электролитической меди дисперсностью —100 меш; эти авторы исследовали характер линейной усадки при спекании свободно насыпанного порошка и образцов, спрессованных при различных давлениях (от 0,28 до 2,8 *Т/см²*). Результаты испытаний показаны на рис. 4. Наибольшая объемная усадка наблюдается при спекании свободно

Таблица 2

Влияние размера частиц и давления прессования на линейную усадку при спекании цилиндрического образца электролитической меди

Давление прессования, $T/см^2$	Размер частиц порошка, меш	Линейная усадка, %		Отношение радиальной и аксиальной усадок
		радиальная	аксиальная	
0,7	—325	6,88	5,56	1,23
	—100	4,85	4,04	1,20
	—100+325	4,51	4,02	1,12
1,4	—325	2,88	2,73	1,05
	—100	2,28	2,11	1,08
	—100+325	1,76	1,41	1,25

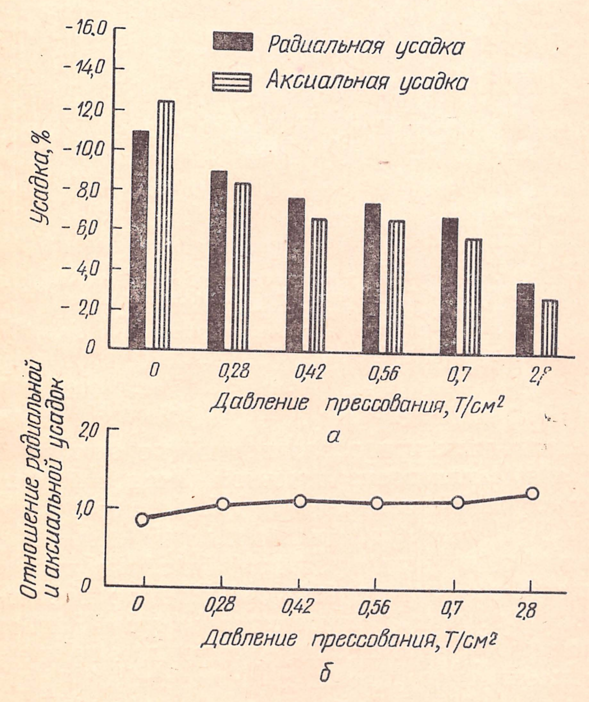


Рис. 4. Линейная усадка (*а*) и анизотропия линейной усадки (*б*) при спекании (1 *ч* при 930° С в водороде) свободно насыпанного или прессованного порошка электролитической меди дисперсностью —100 меш

насыпанных порошков; по мере роста давления прессования объемная усадка брикетов уменьшается. Анизотропия линейной усадки, однако, с увеличением давления возрастает: отношение радиальной и аксиальной усадок несколько меньше единицы (0,88) для свободно насыпанных порошков и больше единицы (1,07—1,29) для образцов, спрессованных под давлением. Чем больше приложенное давление, тем больше радиальная усадка по сравнению с аксиальной.

Дополнительная серия испытаний была проведена со свободно насыпанными и виброуплотненными порошками в цилиндрической графитовой форме. Спекание по

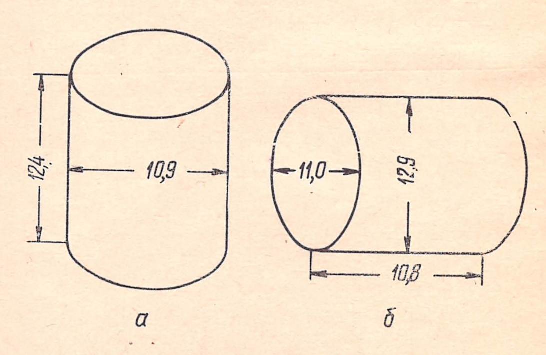


Рис. 5. Линейная усадка при спекании (1 *ч* при 930° С в водороде) цилиндра со свободно насыпанным порошком электролитической меди дисперсностью —100 меш: в вертикальном (*а*) и в горизонтальном (*б*) положении; цифры указывают усадку, %, в данном направлении

рошка проводили при различном расположении формы вертикальном или горизонтальном. Усадка образцов в каждом случае показана на рис. 5. В направлении действия силы тяжести усадка почти на 15% больше, чем в направлении, перпендикулярном действию силы тяжести, независимо от того, было ли это направление радиальным или осевым по отношению к форме. Авторы приходят к выводу, что характер усадки при спекании свободно насыпанных порошков определяется действием гравитационной силы; характер усадки в прессованных образцах объясняется влиянием внутренних остаточных напряжений.

Зависимость усадки от среднего размера частиц и фракционного состава шихты

Для определения зависимости уплотнения и усадки при спекании от распределения частиц по размерам проводилась серия опытов по спеканию порошков молибдена [5]. Использовали два сорта молибденового порошка: «тонкий» порошок со средним размером частиц ~ 2 *мкм* и «грубый» порошок со средним размером частиц ~ 10 *мкм*. Смеси грубого и тонкого порошков с составами в интервале от 100% грубого до 100% тонкого порошка прессовали под давлениями 0,53; 1,4 и 2,8 *Т/см²*. Порошки в свободно насыпанном состоянии и прессовки предварительно отжигали перед спеканием в течение 1 *ч* при 1250°С, а затем спекали при 1750°С в течение 5 *ч*, обе операции проводились в атмосфере очищенного водорода. Влияние фракционного состава на плотность прессовок и спеченных образцов и на анизотропию линейной усадки показано на рис. 6,*а* и *б*.

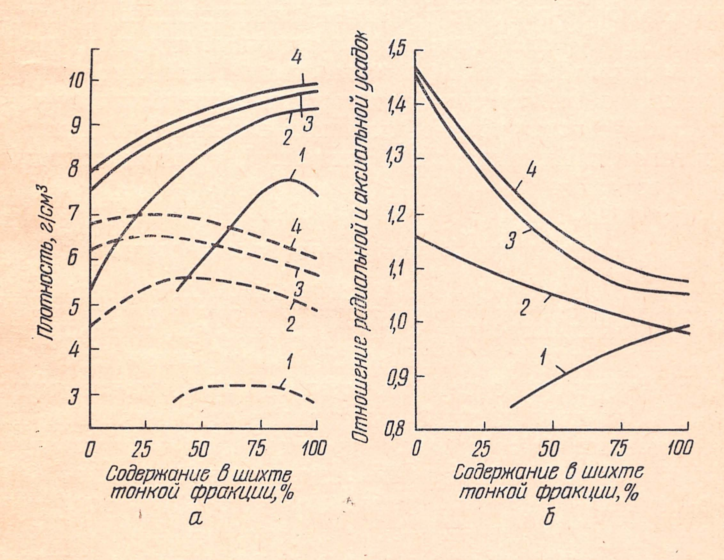


Рис. 6. Плотность (*а*) и анизотропия линейной усадки (*б*) металлокерамических брикетов из порошков молибдена различного фракционного состава после прессования (пунктир) и после спекания 5 *ч* при 1750°С в водороде (сплошная линия):

1 — порошок в состоянии свободной насыпки; *2* — брикет, прессованный под давлением 0,53 *Т/см²*; *3* — то же, под давлением 1,4 *Т/см²*; *4* — то же, под давлением 2,8 *Т/см²*

Для прессованных образцов получены следующие результаты:

1) повышение содержания в смеси тонкой фракции приводит к уменьшению усадочного отношения;

2) повышение давления прессования приводит к росту усадочного отношения;

3) чем больше объемная усадка (чем больше уплотнение), тем ниже усадочное отношение.

Для свободно насыпанных порошковых смесей характерно следующее:

1) повышение содержания в смеси тонкой фракции приводит к росту усадочного отношения.

2) увеличение объемной усадки (увеличение уплотнения) приводит к росту усадочного отношения.

Сравнение поведения при спекании молибденового прессованного (деформированного) порошка с поведением свободно насыпанного (недеформированного) порошка показывает, что влияние размера частиц на усадочное отношение в свободно насыпанных порошках с ненапряженными частицами и в прессованных порошках с деформированными напряженными частицами противоположно. Можно с уверенностью считать, что напряжения и ориентация частиц порошка определяет преимущественно направление миграции вакансий и атомов, а следовательно, и характер линейной усадки порошков при спекании.

Изостатическое и одностороннее прессование

Приведенные выше данные показывают, что величина усилия прессования сильно влияет на характер линейной усадки. Совершенно очевидно, что определенное влияние должен оказывать и способ приложения давления. Если линейная усадка зависит от ориентации сил, которые служат причиной перемещения материала, то направление силы во время прессования должно быть фактором, который определяет характер линейной усадки.

Изостатическое прессование в сравнении с односторонним изучалось Ван Бюреном и Хиршем [6] на тонких порошках состава (от 10 до 44 *мкм* — 90% и от 0 до 10 *мкм* — 10%) и порошках средней дисперсности (состава от 44 до 210 *мкм* — 78% и менее 44 *мкм* —

22%). Порошки были спрессованы под давлением 1,75 и 4,2 $T/см^2$ односторонним или изостатическим методом, после чего прессованные заготовки были спечены при 1150°С в течение 1 *ч* в атмосфере водорода.

Таблица 3

Влияние способа прессования на плотность и линейную усадку электролитических железных порошков

Метод прессования	Давление прессования, $T/см^2$	Сорт порошка*1	Плотность, % от теоретической: до спекания	Плотность, % от теоретической: после спекания*2	Линейная усадка, %: радиальная	Линейная усадка, %: аксиальная	Отношение линейных усадок
Одностороннее	1,75	Тонкий	63,4	68,9	1,3	2,8	0,46
		Средний	70,07	73,9	0,5	2,1	0,24
	4,2	Тонкий	78,1	86,8	1,0	3,0	0,33
		Средний	83,1	90,0	0,3	1,5	0,20
Гидростатическое	1,75	Тонкий	68,3	70,8	1,5	1,8	0,83
		Средний	75,5	77,3	0,5	0,5	1,00
	4,2	Тонкий	82,5	83,7	1,0	1,6	0,62
		Средний	88,5	89,5	0,24	0,28	0,85

*1 Фракционный состав тонкого порошка: фракция 10—44 *мкм* — 90%, <10 *мкм*—10%; фракционный состав среднего порошка: фракция—65+325 меш—78%, — 325 меш — 22 %.

*2 Спекание при 1150°С в водороде с выдержкой 1 *ч*.

В табл. 3 приведены полученные в этих экспериментах данные по плотности брикетов до спекания и после спекания по величине и анизотропии линейной усадки; на основании этих данных могут быть сделаны следующие выводы:

1. Изостатически спрессованные образцы спекаются до более высоких плотностей, чем односторонне спрессованные.

2. Отношение радиальной и аксиальной усадок в образцах, прессованных односторонним прессованием, изменяется между 0,20 и 0,46, в изостатически прессованных образцах — между 0,62 и 1,00. При одностороннем прессовании величина аксиальной усадки значительно больше радиальной, в то время как при изостатическом прессовании значения усадки в обоих направлениях примерно одинаковы.

3. Отношение линейных усадок уменьшается с увеличением давления независимо от метода прессования. Это противоречит результатам Постера с сотрудниками [5], полученным на образцах из молибденового порошка и описанным выше.

4. Для всех односторонне прессованных электролитических порошков железа отношение линейных усадок уменьшается с увеличением размера частиц.

5. Отношение линейных усадок для образцов, прессованных изостатически, растет с увеличением размера частиц порошка.

Из представленных результатов ясно, что направление приложенного давления влияет на анизотропию линейной усадки, или другими словами, можно сказать, что ориентировка напряжений в прессованных заготовках определяет характер усадки, создавая направленное перемещение материала при спекании.

Следует отметить, что обнаруженные Ван Бюреном и Хиршем закономерности увеличения и уменьшения анизотропии линейной усадки резко отличаются от данных других авторов. Можно предположить, что различные металлы или группы металлов имеют специфический характер усадки; этот вывод, однако, не совсем правилен. Разберем следующий пример. Льюис[1] исследовал поведение образцов, прессованных изостатическим или односторонним методом из порошков карбонильного железа марки HP под давлением 3,08 и 4,48 *Т/см*^{2}.

В табл. 4 приведены данные Льюиса по плотности образцов после спекания и по характеру усадки.

Из полученных результатов можно сделать следующие заключения:

1. Изостатически прессованные образцы спекаются до более высоких плотностей, чем образцы, прессован-

---

[1] J. Lewis. Частное сообщение.

ные односторонне (подобно тому, как это показано Ван Бюреном и Хиршем в примере с порошками электролитического железа).

Таблица 4

Влияние способа прессования на плотность и усадку порошков карбонильного железа

Метод прессования	Давление прессования, $T/см^2$	Плотность после спекания*, $г/см^3$	Объемная усадка, %	Линейная усадка, %		Отношение линейных усадок
				ради-альная	акси-альная	
Одностороннее	3,08	6,8	16,8	6,6	4,5	1,47
	4,48	7,1	11,8	4,7	2,9	1,62
Изостатическое	3,08	7,3	10,8	3,2	4,2	0,76
	4,48	7,4	5,5	1,6	2,7	0,59

* Спекание в водороде в две стадии: 1 *ч* при 427°С и 3 *ч* при 1093°С.

2. Отношения линейных усадок образцов, прессованных односторонне, равны 1,47 и 1,62, что очень близко к результатам, полученным автором (см. выше). Наблюдается небольшое увеличение усадочного отношения с ростом давления, что находится в соответствии с данными Романа, Ленела и Пастера, но противоречит результатам Ван Бюрена и Хирша, полученным на порошках электролитического железа.

3. Отношение линейных усадок образцов, прессованных в одном направлении значительно больше, чем то же отношение для изостатически прессованных образцов. При одностороннем прессовании аксиальная усадка значительно меньше, чем радиальная, в то время как при изостатическом прессовании аксиальная усадка больше радиальной. Эти результаты прямо противоположны результатам Ван Бюрена и Хирша.

Рассмотренные примеры показывают, что зависимость отношения линейных усадок от способа приложения давления для порошков карбонильного и электролитического железа различна. Необходимо, однако, принять во внимание, что температура и продолжительность спекания в этих двух примерах неодинаковы.

Зависимость усадки от температуры спекания

Из приведенных выше примеров можно заключить, что основные факторы, определяющие характер линейной усадки, — это свойства исходного порошка и условия прессования. Однако, кроме того, необходимо рассмотреть и влияние такого фактора, как температура спекания.

Роман и Хознер [2, 3] проводили исследования с электролитическими железными порошками дисперсностью —325 меш. Образцы, прессованные под давлением 2,24 *Т/см*², спекали в водороде при температурах 1150, 1200 и 1400°С в течение 1 *ч*. Значения линейной усадки и усадочных отношений приведены в табл. 5.

Таблица 5

Влияние температуры спекания на характер линейной усадки электролитического железного порошка

Температура спекания, °С	Линейная усадка, %		Отношение линейных усадок
	радиальная	аксиальная	
1150	0,30	0,69	0,43
1200	0,80	1,50	0,53
1400	3,58	3,10	1,15

При температуре спекания 1150°С отношение линейных усадок равно 0,43; это отношение несколько увеличивается при температуре спекания 1200°С, а при 1400°С величина отношения усадок становится равной 1,5. Другими словами, при 1150°С усадка по высоте образца значительно больше, чем по диаметру, но с увеличением температуры спекания усадка по высоте становится меньше, а усадка по диаметру растет, так что при температуре спекания 1400°С усадка по диаметру превышает усадку по высоте. Это показывает, что основное направление перемещения материала при спекании зависит от температуры; можно допустить, что характер сил, вызывающих перенос материала, меняется в зависимости от температуры спекания. Те же авторы [2, 3]

провели дополнительные исследования с порошками электролитической меди дисперсностью —325 меш, прессованными под давлением 1,4 *Т/см*² и спеченными в атмосфере водорода в течение 1 *ч* в интервале температур от 760 до 1035°С. Полученные значения линейных усадок приведены в табл. 6. Анализ этих величин показывает, что отношение усадок увеличивается с ростом температуры спекания, т. е. так же, как и в образцах из электролитического железа (табл. 5), хотя в этом случае радиальная усадка во всех случаях больше, чем аксиальная.

Таблица 6

Влияние температуры спекания и давления прессования на характер линейной усадки электролитического медного порошка

Давление прессования, *Т/см*²	Температура спекания, °С	Линейная усадка, %		Отношение линейных усадок
		радиальная	аксиальная	
1,4	760	1,83	1,61	1,14
	815	2,63	2,22	1,18
	875	4,54	3,64	1,25
	925	7,08	5,39	1,31
	980	8,08	5,31	1,50
	1035	8,73	6,30	1,39
0,7	760	2,12	1,58	1,34
	815	2,90	2,26	1,28
	875	4,33	3,44	1,26
	925	5,63	4,55	1,24
	980	8,72	5,83	1,50
	1035	9,17	7,40	1,24

Необходимо отметить, что увеличение усадочного отношения с подъемом температуры спекания не может рассматриваться как общее правило, так как другая серия экспериментов тех же авторов [2, 3] показала как раз противоположное.

Опыты проводились также с электролитическим медным порошком дисперсностью —325 меш, но на этот раз спрессованным при более низком давлении (0,7 *Т/см*²); температура спекания изменялась в том же интервале,

т. е. от 760 до 1035°C. В этих экспериментах усадочное отношение несколько уменьшается с ростом температуры спекания (табл. 6).

Сравнение результатов, приведенных в табл. 6 и графически представленных на рис. 7, наглядно показывает

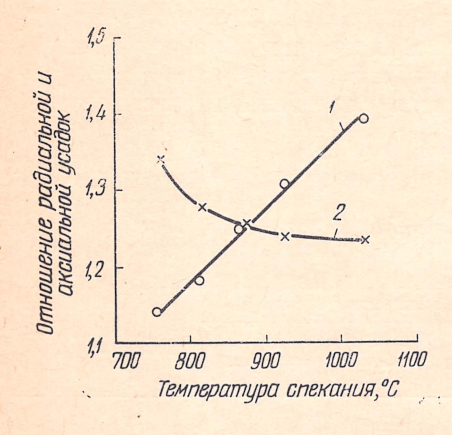


Рис. 7. Влияние температуры спекания на анизотропию линейной усадки в образцах из электролитического медного порошка дисперсностью —325 меш, прессованного под давлением 0,7 *Т/см²* (*1*) и 1,4 *Т/см²* (*2*) и спеченного в атмосфере водорода в течение 1 *ч*

противоположное влияние температуры спекания на анизотропию усадки для порошков, прессованных под разным давлением.

Спекание под действием растягивающей нагрузки

Для исследования объемной и линейной усадки при спекании Довил и Рикс [7] провели ряд опытов по спеканию цилиндрического образца под действием растягивающей нагрузки.

Цилиндрические заготовки, спрессованные из порошка кобальта, были подвергнуты предварительному спеканию в атмосфере водорода при температуре 675°С; при этой температуре не происходит никакого уплотнения, но наблюдается значительное упрочнение заготовок, что позволяет получить из этого предварительно спеченного материала образцы диаметром 5 *мм* и длиной 149 *мм*, работающие на растяжение. Спекание образцов производят следующим образом: образец закрепляют в головках из окиси алюминия с впаянной молибденовой проволокой; конец одной проволоки фиксируется в торце печной трубы, другая проволока пропус-

кается через блок и к ней подвешивают груз, как показано на рис. 8.

Таким образом, во время спекания образец находится под действием растягивающего усилия. Были приняты меры предосторожности для устранения влияния теплового удлинения и пластической деформации образца и проволоки. Нагрузка на образец была относительно невелика и менялась от 0 до 25 *Г/мм²*. Нагрев до температуры спекания проводился равномерно со скоростью 15°C в минуту; образцы спекались в течение 3 *ч* в атмосфере водорода при температурах 1000, 1200 и 1350°C.

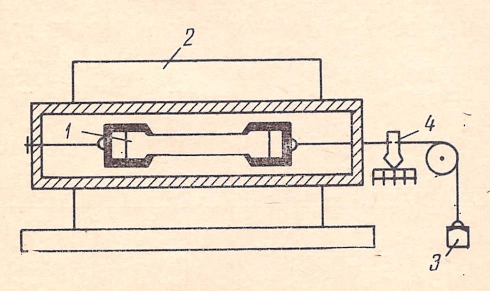


Рис. 8. Экспериментальная установка Довила и Рикса для спекания образцов при воздействии растягивающего усилия:

1 — испытуемый образец; *2* — печь; *3* — нагрузка; *4* — динамометр

Опыты включали измерения плотности и усадки по длине и диаметру, которые оценивались в зависимости от температуры спекания и приложенного растягивающего усилия. Результаты опытов приведены в табл. 7.

Испытания показали, что повышение растягивающей нагрузки уменьшает усадку по длине образца, увеличивает усадку по диаметру образца и почти не влияет на объемную усадку и скорость уплотнения.

Эти выводы могут вызвать сомнение, так как не исключена возможность удлинения образца при спекании под действием нагрузки. Однако авторы утверждают, что результаты другой серии опытов четко показывают, что нагрузка слишком мала и не может вызвать удлинения, т. е. изменения размеров являются исключительно следствием линейных усадок. Уменьшение усадки по длине и рост усадки по диаметру в зависимости от рас-

тягивающей нагрузки не вызывали бы сомнения, если бы изменение линейных усадок сопровождалось значительными изменениями объемной усадки; однако такого явления практически не наблюдается.

Таблица 7

Влияние температуры спекания и растягивающей нагрузки на плотность и линейную усадку кобальтового образца

Температура спекания, °C	Нагрузка, *Г/мм²*	Изменение размеров, %		Отношение *a/b*	Плотность, *г/см³*
		по длине (*a*)	по диаметру (*b*)		
1000	0	8,8	9	0,97	7,60
	5	8,1	9	0,9	7,69
	10	5,8	9	0,65	7,90
	12,5	8,1	11	0,73	7,82
	15	5,2	11	0,48	7,72
	20	3,9	9	0,43	7,82
	25	3,8	12	0,32	7,91
	30	0,9	10	0,09	7,78
1200	0	21,2	21	1,01	8,56
	2,5	18,7	23	0,82	8,49
	7,5	15,8	24	0,66	8,43
	12,5	12,1	25	0,484	8,51
	17,5	9,9	27	0,37	8,35
	25	5,8	28	0,21	8,34
1350	0	21,1	21	1,01	8,61
	2,5	18,8	24	0,78	8,51
	5	17,3	24	0,72	8,56
	7,5	16	26	0,62	8,59
	12,5	13,4	26	0,51	8,53
	20	7,0	28	0,25	8,48
	25	4,0	29	0,14	8,45

Довил и Рикс приходят к выводу, что величины линейных усадок и их отношение не связаны однозначно с объемной усадкой. Задержка линейной усадки в одном направлении вызывает в виде компенсации рост усадки в другом направлении, что почти не изменяет величину объемной усадки. Другими словами, линейные усадки в этих опытах практически не зависят от объемной усадки. Напряжения, приложенные во время спекания, воздействуют на силы, вызывающие перемещение ма-

териала, таким образом, что возможно становится изменение основного направления этого перемещения. Подобный же пример приводится Ленелем и Хознером [4], которые утверждают, что в некоторых случаях гравитационные силы определяют характер линейной усадки.

Циклическое спекание

Серия опытов по циклическому спеканию была проведена [8] в 1951 г. с электролитическими железными порошками дисперсностью —325 меш и чистотой 99,9%.

Порошки прессовали в цилиндрические образцы под давлением 1,54, 3,08 или 6,16 *Т/см²* и затем подвергали спеканию в водороде в течение 2 *ч* при температуре 855, 955 или 1000°С.

Предполагалось, что любые нарушения в кристаллической решетке частиц порошка могут увеличить их реакционную способность и привести к увеличению скорости уплотнения и к более высокой плотности спеченного изделия. Поэтому был поставлен следующий опыт: одна партия прессованных образцов была спечена при выбранных температурах, поддерживаемых с большой точностью, а при спекании другой партии образцов температуру меняли через каждые 5 *мин* так, что отклонение от вышеуказанных температур составляло ±15°С. За среднюю точку циклического спекания с отклонением ±15°С была выбрана температура 905°С, т. е. температура превращения α-фазы в γ-фазу. Предполагалось, что такой способ циклического спекания особенно при температуре фазового превращения приведет к увеличению реакционной способности и повышению плотности[1].

Никакого увеличения плотности при циклическом спекании не наблюдалось (табл. 8).

Однако во всех сериях опытов с увеличением давления прессования растет отношение линейной усадки независимо от того, соответствовала ли температура спекания области существования α- или γ-фазы, а также и от способа спекания. Значительное изменение усадочного отношения наблюдалось лишь в том случае, когда

---

[1] Р. С. Минц [9] получила значительное увеличение плотности титановых прессованных заготовок при термоциклическом спекании (3,27 *г/см³* против 2,79 *г/см³* при изотермическом спекании).

интервал изменения температуры при циклическом спекании соответствовал температуре α—γ-превращения. В этом случае усадочное отношение возрастает, причем это увеличение тем резче, чем выше давление прессования; для образцов, спрессованных под давлением 6,16 *Т/см²* и подвергнутых циклическому спеканию при температуре фазового превращения, отношение линейных усадок составляет огромную величину —17,0 (табл. 9).

Таблица 8

Плотность прессованных образцов из электролитического железного порошка после спекания различными способами, *г/см³*

Давление прессования, *Т/см²*	Изотермическое спекание при температуре, °С			Циклическое спекание (±15°С) при средней температуре, °С			
	855	955	1005	855	905	955	1005
1,54	5,48	5,42	5,40	5,48	5,42	5,41	5,42
3,08	6,33	6,24	6,17	6,32	6,32	6,24	6,25
6,16	7,14	7,00	7,00	7,14	7,12	7,00	7,02

Таблица 9

Отношение линейных усадок брикетов из электролитического железного порошка после спекания различными способами

Давление прессования *Т/см²*	Изотермическое спекание при температуре, °С			Циклическое спекание (±15°С), при средней температуре, °С			
	855	955	1005	855	905	955	1005
1,54	1,18	0,75	1,00	1,25	1,80	1,37	1,14
3,08	1,26	1,20	1,20	1,40	3,80	1,47	1,25
6,16	1,50	3,10	2,89	1,67	17,00	2,50	3,32

Исследование микроструктуры образцов показало, что размер зерна с ростом давления прессования и температуры спекания увеличивается незначительно. У образцов же, подвергнутых прессованию под давлением 3,08 и 6,16 *Т/см²* и затем циклическому спеканию при температуре фазового превращения, наблюдается значительный рост зерна. Это представлено в табл. 10.

Таблица 10

Средний размер зерна в образцах из электролитического железного порошка после спекания различными способами

Давление прессования $T/см^2$	Изотермическое спекание при температуре, °C			Циклическое спекание (±15°C), при средней температуре, °C			
	855	955	1005	855	905	955	1005
1,54	24	34	33	24	29	26	29
3,08	27	39	35	24	42	40	34
6,16	21	41	55	21	115	48	52

Эта серия экспериментов с точки зрения поставленной задачи — увеличить плотность методом циклического спекания — окончилась неудачно. Однако эти опыты указали на интересную связь между размером зерна и отношением линейных усадок и позволили сделать предварительное заключение о целесообразности исследования влияния границ зерна на направление перемещения материала, которое в конечном итоге определяет величину усадки по различным направлениям в образце.

Некоторые теоретические соображения

Влияние некоторых переменных технологических параметров на характер линейной усадки, описанное в приведенных выше примерах, не всегда объяснимо; иногда кажется, что это влияние в различных сериях опытов полностью противоположно. Ясно одно: практически все переменные величины в процессах порошковой металлургии влияют на отношение линейных усадок, и взаимодействия между некоторыми из переменных величин являются причиной сложного характера линейной усадки.

Из описанных выше опытов можно с уверенностью заключить, что при спекании осуществляется процесс перемещения материала, причем процесс этот не хаотичен, а имеет предпочтительную ориентацию, чем и обусловлены различия в линейной усадке.

Что же является причиной предпочтительного направления перемещения материала?

Ранее было указано, что в этих сериях экспериментов возможно действие четырех различных механизмов переноса материала: поверхностная диффузия, объемная диффузия, диффузия по границам зерен и пластическое течение.

Действие какого из этих механизмов при спекании наиболее вероятно?

Известно, что диффузия атомов по поверхности имеет большую скорость, чем диффузия через объем кристалла. Однако нужно уяснить, что поверхностная диффузия, протекающая при спекании, хотя и способствует переносу материала, но не приводит к уплотнению металлокерамического брикета. Благодаря поверхностной диффузии происходит миграция вакансий и атомов по поверхности порошковых частиц, способствующая выравниванию градиента концентрации вакансий в массе металлического порошка и сфероидизации пор.

Хотя миграция атомов по поверхности приводит к росту контактных участков между соседними частицами порошка и к уменьшению поверхности стенок пор, изменение формы пор не приводит к уменьшению их объема и, следовательно, не способствует уплотнению и объемной усадке.

Уменьшение общей поверхности пор при изменении формы пор, сопровождающееся увеличением контактных площадок между частицами порошка, увеличивает вероятность объемной диффузии (называемой также диффузией через решетку). Действительно, количество материала, перенесенное в результате объемной диффузии, увеличивается по мере роста контактных площадок, что и приводит к уплотнению материала.

Очевидно, что хотя поверхностная диффузия непосредственно не приводит к уплотнению, она способствует уплотнению, создавая предпосылки для увеличения скорости переноса материала посредством объемной диффузии.

Диффузия по границам зерен (третий механизм переноса материала) представляет в действительности более быстро протекающий вариант объемной диффузии. Границы зерен являются наиболее доступным путем для миграции вакансий и атомов из внутреннего объема кристаллов к поверхности, что впоследствии приводит к закрытию пор. Ускорению диффузии по границам зерен

также способствует поверхностная диффузия, которая вызывает увеличение контактных площадок между частицами.

Что касается пластического течения материала, то Ван Бауэрен и Хорнстра [10] считают возможным действие механизма спекания, представляющего комбинацию диффузии и пластического течения. Рассматривая поглощение вакансий на границах зерна как один из основных механизмов спекания, авторы исследовали этот процесс достаточно подробно. Роль отдельной границы отдельного зерна как стока для вакансий тесно связана с ее структурой и подвижностью. Винтовая граница не может служить абсорбером; симметричная граница может поглощать вакансии, если два зерна, расположенные по обе стороны от нее, движутся навстречу друг другу, тогда как сама граница остается неподвижной. Значительно более эффективными стоками являются асимметричные границы зерен, они особенно активно поглощают вакансии, когда два соседние зерна скользят одно вдоль другого, а сама граница принимает форму кривой. Отношение эффективности поглощения вакансий в случае сдвига и сжатия границы может приближаться к 6; в первом случае сдвиг способствует закрытию пор, источников вакансий. Процесс спекания, следовательно, можно рассматривать как комбинацию диффузии и пластического течения. В таком случае время, необходимое для спекания, должно быть пропорционально объему пор, а зависимость выдержка — температура должна иметь тот же характер, что и при самодиффузии.

Количество материала, переносимого поверхностной диффузией, увеличивается с ростом свободной поверхности частиц, т. е. с уменьшением размера частицы и снижением приложенного давления; количество материала, переносимого объемной диффузией, увеличивается с ростом объема (размера) частицы и напряжений, возникающих внутри частицы. Кроме того, такой фактор, как температура спекания, также определяет количество материала, перемещаемого посредством поверхностной или объемной диффузии, как это представлено на рис. 9. При низких температурах доминирующим механизмом переноса материала служит поверхностная диффузия; с ростом температуры поверхностная диффу-

зия активируется. Однако при повышении температуры свободная поверхность, через которую осуществляется диффузия этого типа, будет сокращаться; одновременно возникают условия, способствующие увеличению количества материала, переносимого посредством объемной диффузии.

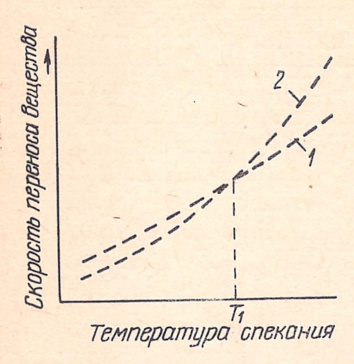


Рис. 9. Механизм процесса спекания в зависимости от температуры:
1 — поверхностная диффузия;
2 — объемная диффузия

Как бы не были справедливы высказанные здесь соображения о влиянии начального переноса вещества через поверхностную диффузию на последующее развитие объемной диффузии и диффузии по границам зерен, они не могут непосредственно объяснить направленный перенос вещества, в результате которого линейная усадка при спекании в различных направлениях неодинакова.

Следует помнить, что все примеры, приведенные выше, касаются металлических порошков, спрессованных под давлением, а это существенно меняет характеристики частиц порошка. Приложение давления и деформация частиц служат причиной появления структурной ориентировки в порошковом теле. Эта ориентировка может иметь различный характер:

1. Ориентировка поверхностей частиц, которая обязательно приводит к возникновению направленного потока материала при поверхностной диффузии.

2. Ориентировка пор между частицами и внутри частиц, что также способствует направленной поверхностной диффузии.

3. Ориентировка зерен и границ зерен внутри частиц вследствие пластической деформации частиц, что приводит к направленному перемещению материала посредством диффузии по границам зерен.

4. Ориентировка зародышевых центров рекристаллизации, которая определяет структуру зерна после рекристаллизации и дает в результате ориентированные зерна.

5. Ориентировка напряжений внутри отдельных частиц порошка и внутри массы металлического порошка в прессованном брикете, что ориентирует перемещение материала посредством вязкого течения в том случае, если в процессе спекания этот механизм переноса материала будет иметь место.

Следует отметить, что относительное количество материала, перенесенное поверхностной и объемной диффузией, зависит в большой степени от дисперсности порошка: в образцах из тонких порошков с сильно развитой поверхностью количество вещества, перенесенного поверхностной диффузией, будет больше, чем в образцах из грубых порошков. Кроме того, следует отметить, что существенное влияние на диффузию по границам зерен оказывает размер зерна и общая длина его границ внутри частицы, что в свою очередь определяется методом получения порошка. Не менее значительную роль играет также тип и концентрация дефектов, например вакансий внутри частиц. На рис. 10 схематически показаны четыре частицы порошка в состоянии свободной насыпки или спрессованные под различным давлением. Чем выше давление, тем меньше свободная поверхность, где возможна поверхностная диффузия; одновременно возрастают напряжения и увеличивается отношение линейных усадок.

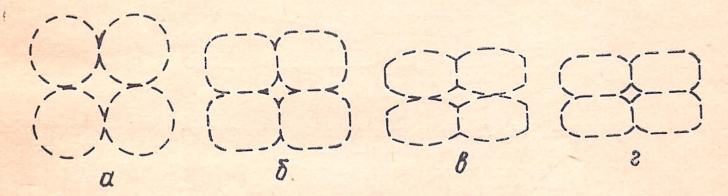


Рис. 10. Схемы уплотнения при прессовании порошков:
а — порошок в состоянии свободной насыпки (напряжения в брикете минимальны, общий объем пор максимален, анизотропия линейной усадки невелика); *б* — брикет, прессованный под малым давлением (увеличиваются напряжения в брикете и анизотропия усадки, объем пор достаточно высок); *в* — брикет, прессованный под средним давлением (высокие напряжения в брикете, средний объем пор, дальнейшее увеличение анизотропии усадки); *г* — брикет, прессованный под высоким давлением (максимальные напряжения и минимальный объем пор, высокая анизотропия усадки)

На рис. 11 представлена схема перемещения материала под воздействием различных механизмов спекания. Здесь также изображены четыре деформирован-

ные частицы порошка с ориентированной пустотой (порой) между ними. Стрелки указывают направления поверхностной и объемной диффузий, а также и основное направление диффузии по границам зерен. В показанных условиях изменение формы поры за счет поверхностной диффузии происходит в радиальном направлении быстрее, чем в аксиальном, и поэтому контактные площадки между частицами растут в первую очередь в радиальном направлении; следовательно, преимущественное развитие объемной диффузии должно быть в аксиальном направлении. Радиальная ориентировка границ зерен действует противоположно, способствуя большему переносу вещества в радиальном направлении.

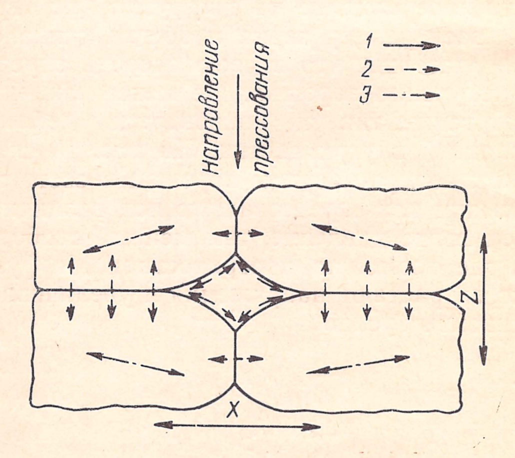


Рис. 11. Схема переноса вещества в процессе спекания:

1 — направление поверхностной диффузии; *2* — направление объемной диффузии; *3* — направление диффузии по границам зерен

Следовательно, перемещение материала посредством объемной диффузии происходит в направлении, противоположном перемещению за счет диффузии по границам зерен.

В массе свободно насыпанного порошка вследствие большой свободной поверхности усадочное отношение обычно минимально. В начальной стадии спекания тонких порошков мелкие поры между частицами закрываются быстрее и соответственно быстрее сокращается

площадь свободной поверхности, чем в брикетах из боле крупного порошка. Это служит причиной тому, что прессовки из крупного порошка имеют меньшее усадочное отношение, чем брикеты из тонкого порошка.

В массе порошка, спрессованного под давлением, свободная поверхность сокращается с увеличением приложенного давления, особенно при прессовании крупного порошка. Поверхность частиц приобретает преимущественную ориентировку, также как границы зерен внутри частиц и поры между частицами. В этом случае отношение линейных усадок значительно больше, чем в массе свободно насыпанного порошка.

Характер изменения усадочного отношения с температурой спекания зависит от того, какой механизм спекания в данных условиях доминирует: при низких температурах усадочное отношение обычно меньше, что может рассматриваться как следствие влияния значительной свободной поверхности; при повышении температуры усадочное отношение увеличивается, так как рекристаллизация приводит к возникновению резко ориентированной структуры. Для свободно насыпанных порошков или порошков, спрессованных при небольшом усилии, имеющих развитую свободную поверхность и незначительную ориентацию поверхности частиц и границ зерен, усадочное отношение с увеличением температуры может расти.

* *
*

1. Сложный механизм переноса вещества в процессе спекания характеризуется не только количеством перемещенного материала, но также и преимущественным направлением этого переноса, на что указывает различная по величине линейная усадка в разных направлениях в образце.

2. Поверхностная диффузия как механизм переноса материала при спекании не приводит непосредственно к объемной усадке и к уплотнению, однако служит фактором, интенсифицирующим объемную диффузию, вязкое течение или любой другой механизм спекания, вызывающий усадку и уплотнение.

3. Ориентировка поверхности частиц и пор приводит к направленному перемещению материала посредством поверхностной диффузии и, следовательно, также определяет направленность перемещения материала под воздействием других механизмов.

4. Ориентировка границ зерна, вызванная деформацией частиц, также приводит к направленному перемещению материала при диффузии по границам зерен.

5. Характер линейной усадки косвенно зависит от направленности поверхностной диффузии и непосредственно зависит от направленности диффузии по границам зерен.

Для металлокерамического производства необходимо знать факторы, определяющие характер линейной усадки, с тем чтобы соответствующим изменением их можно было создать благоприятные условия для равномерной усадки.

7. С изучением вторичной характеристики переноса вещества, а именно преимущественной направленности перемещения материала, можно получить более глубокое понимание процесса спекания. Этому должна способствовать постановка тщательно спланированных экспериментов, которые позволяют определить параметры, регулирующие изменение линейных усадок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Leadbeater C. J. a. o. In «Symposium on Powder Matallurgy». Iron and Steel Inst., L., 1947, rep. № 38, p. 15.
2. Roman O. V., Hausner H. H. J. Japan Soc. of Powder Metallurgy, 1962, v. 9, p. 228.
3. Roman O. V., Hausner H. H. Metal Progr., 1963, v. 83, p. 104.
4. Lenel F. V. a. o. Powder Metallurgy, 1961, № 8, p. 25.
5. Poster A. R., Waldo C. T., Hausner H. H. In «Proc. 16-th Ann. Meeting MPIF». MPIF, N. Y., 1960, p. 56.
6. Van Buren C. E., Hirsch H. H. In «Powder Metallurgy». Intersci. Publ., N. Y., 1961, p. 403.
7. Dawihl W., Rix W. Z. Metallkunde, 1949, Bd 40, S. 115.
8. Hausner H. H. In «Proc. Internat. Symposium on the Reactivity of Solids». Gothenburg, 1952, p. 1057.
9. Минц Р. С. ЖНХ, 1960, т. 5, с. 437.
10. Van Bueren H. G., Hornstra J. In «Proc. 4-th Internat. Symposium on the Reactivity of Solids». Amsterdam, 1960, p. 112.

Р. Л. Петтибоун
(R. L. Pettibone[1]*)*

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ЖЕЛЕЗО — МЕДЬ МЕТОДОМ ПРОПИТКИ И СВОЙСТВА ПРОПИТАННЫХ ИЗДЕЛИЙ

Еще в 1916 г. С. Л. Гебауэр предложил способ пропитки металлокерамических железных изделий[2], но проблемы, которые он встретил в своей работе, и уровень развития науки в то время затруднили разработку процесса.

Лишь в 1943 г. Р. Р. Борн — сотрудник фирмы General Motors Corp. решил проблему эрозии[3]; вслед за этим началась разработка производственного процесса пропитки.

Широкое исследование процесса пропитки с целью его промышленного применения начала фирма American Electro Metal Corp. под руководством доктора Пауля Шварцкопфа. В одной из лабораторий этой фирмы под руководством доктора Клауса Гетцеля был разработан и нашел промышленное применение пропитывающий сплав состава: 90% Cu+5% Fe+5% Mn. Несмотря на многочисленные последующие исследования и разработки, именно этот сплав и метод пропитки Гетцеля применяются в промышленности и сегодня.

Непосредственным продолжением работ фирмы Electro Metal Corp. служит обширная программа исследований процесса пропитки, осуществленная фирмой Thompson Products Corp., применительно к производству турбинных лопаток для газовых турбинных двигателей. Было изготовлено около сорока миллионов штук турбинных лопаток, работающих в условиях высоких нагрузок и по качеству не уступающих лопаткам из нержавеющей стали. Процесс был так хорошо отработан, что качество продукции удовлетворяло требованиям

---

[1] Lane Engineering Services, Inc., Coldwater, Michigan.
[2] Патенты (США) № 1246192, 1342801, 1395269, 1916.
[3] Патент (США) № 2401221, 1943.

такой ответственной области применения, как авиастроение.

Вероятно, на данном этапе производство пропитанных металлокерамических изделий достигло своего наивысшего технического уровня. Технические требования предусматривают минимальную плотность 7,92 *г/см*³, производство же в среднем дает плотность 7,95 *г/см*³. Это одно из немногих порошковых производств, в которых плотность изделий приближается к теоретической.

После завершения программы работ по производству турбинных лопаток был освоен процесс пропитки порошковых материалов медью; этот процесс в том же виде используется в настоящее время. Технические условия на материал этого типа требуют минимальной плотности 7,1 *г/см*³, так что свойства его много хуже свойств полностью пропитанных изделий. Однако даже обладая пониженными свойствами, пропитанные медью железные и железографитовые материалы находят сотни новых областей применения, где обычные металлокерамические изделия не удовлетворяют предъявляемым требованиям.

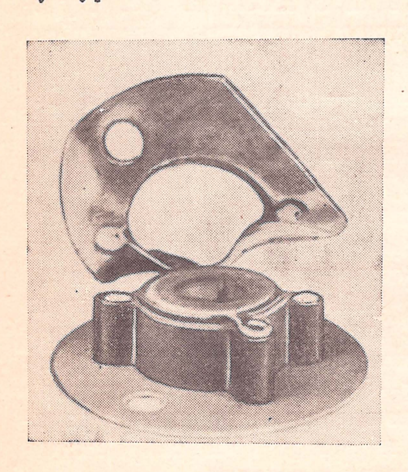


Рис. 1. Муфта центрифуги: центральная втулка (металлокерамика, пропитанная медью) соединена с фланцами из холоднокатаной стали точечной сваркой

Потребление пропитанных материалов достигло такого уровня, что многие предприятия — поставщики металлокерамических изделий ввели эти материалы в свою постоянную номенклатуру.

Это показывает, что процесс пропитки металлокерамических материалов медью признается способом массового производства. В качестве примера на рис. 1 показана деталь (муфта) центрифуги мощностью 4 *л. с.* Ежегодный выпуск деталей этого типа составляет 50 млн. шт.

Металлургия пропитки медью

Конструкционные порошковые материалы должны обладать высокими физическими свойствами, сравнимыми со свойствами обычных конструкционных металлических материалов. В настоящее время нет металлокерамических изделий, которые могли бы конкурировать с материалами, пропитанными медью. К сожалению, сам процесс пропитки исследован недостаточно, и возможности его недооцениваются.

Довольно хорошо известно, что для изготовления конструкционных деталей пригоден широкий круг материалов, применение которых ограничивается вследствие остаточной пористости в этих материалах. Работы, проводимые в настоящее время для получения порошковых изделий с высокой плотностью, подтверждают это. В ходе работ выяснилось, что плотность нельзя увеличить выше некоторого предела, причем остаточная пористость имеет несомненно вредное влияние на свойства материала.

Способы достижения полной теоретической плотности путем повторного прессования и спекания скоро утратят свое значение в порошковой металлургии. Гораздо легче можно достигнуть теоретической плотности, применяя метод пропитки; при этом потребности в прессовом оборудовании и в другой оснастке сокращаются, а металлургические возможности образования новых интересных сплавов с лучшими свойствами значительно возрастают.

Если признать процесс пропитки металлургически приемлемым методом получения изделий с теоретической плотностью, то выявится неограниченная возможность использования пропитываемых материалов.

Введение в изделие небольших количеств меди не всегда приводит к упрочнению. Реальные процессы, протекающие при пропитке изделия медью, выяснены далеко не полностью. Очевидно одно, изделие в результате пропитки становится прочнее и удовлетворяет требованиям потребителей.

Однако некоторые данные исследовательских работ, посвященных изучению проблем пропитки, уже опубликованы. Не вызывает сомнения, что жидкая фаза, образующаяся в процессе пропитки, представляет собой

сплав Fe—Cu, а при наличии углерода образуется сплав системы Fe—Cu—C.

При пропитке железной основы чистой медью обычно наблюдается эрозия. Использование в качестве пропитывающих материалов медных сплавов успешно предотвращает эрозию, поэтому можно предположить, что при пропитке чистой медью образование такого сплава происходит до начала пропитки.

Путем термообработки свойства пропитывающего сплава могут быть улучшены, причем различие в свойствах при изменении условий нагрева может достигать 50%.

Особенности образования сплавов системы Fe—Cu или Fe—Cu—C можно увидеть под микроскопом. Также можно наблюдать и оценить изменение свойств сплавов в результате термообработки.

В производственных процессах пропитывающими материалами служат обычно медь и латунь, хотя латунь из-за присутствия цинка употребляется реже меди: цинк ухудшает физические свойства и приводит к хрупкости. Латунь используется для предотвращения эрозии, но окончательные физические свойства становятся хуже. Для предотвращения эрозии применяется также сплав системы Cu—Fe—Mn, причем марганец не оказывает вредного влияния на свойства материала. Введение железа в пропитывающий сплав препятствует растворению основы в жидкой фазе, но не изменяет свойств конечного изделия.

При соответствующей термообработке фаза Fe—Cu или Fe—Cu—C равномерно располагается по границам зерен. Эти сегрегированные участки можно легко увидеть в пропитанном изделии.

Микротвердость фазы Fe—Cu—C после специальной термообработки оказалась выше, чем твердость карбида кремния.

Порошковая металлургия имеет возможность обосновать преимущества процесса пропитки с точки зрения металлургической теории. Этот же процесс необходимо рассматривать, сравнивая свойства пропитываемых изделий и обычных порошковых материалов. Новые пропитывающие сплавы для железной и железографитовой основы могут открыть совершенно новые перспективы развития порошковой металлургии.

Фазовый состав

Процесс пропитки медью железной и железографитовой основы теоретически лимитируется минимальной плотностью, при которой основа сохраняет достаточную механическую прочность, и максимальной плотностью, при которой еще существуют сообщающиеся поры. Тщательные исследования многочисленных комбинаций показали, что наименьшее возможное содержание железа в пропитанном материале может составлять 75% (т. е. 25% Cu), а верхняя граница концентрации железа соответствует 85% (15% Cu); при более высокой концентрации железа в основе нарушается связь между порами, необходимая для максимальной пропитки.

Дальнейшие исследования материалов с промежуточным составом по отношению к этим предельным композициям, а также материалов с добавкой 1% углерода показали, что эти материалы не обладают какими-либо уникальными свойствами, отличающими их от экстремальных композиций состава: 75% Fe + 25% Cu и 85% Fe + 15% Cu или тех же композиций с добавкой 1% C.

Практически и эти четыре материала имеют сходные свойства, так что композиция состава 85% Fe+15% Cu без добавки углерода обычно не используется.

Три остальных материала обладают уникальными свойствами. Они делятся на три типа:

I — 75% Fe + 25% Cu;
II — 74% Fe + 25% Cu + 1% C (0,7% $C_{связ}$);
III — 84% Fe + 15% Cu + 1% C (0,7% $C_{связ}$).

Реальные физические и электрические свойства этих материалов зависят от многих внешних переменных параметров. Например, установлено, что значительное различие в пределе прочности при растяжении и в удлинении зависит от марки железного порошка, используемого для прессования основы. Фактически условия в печи во время цикла пропитки непосредственно влияют на воспроизводимость свойств материалов.

Термообработкой изделий, пропитанных медью, можно значительно улучшить их свойства, в частности, удается достигнуть высокой однородности свойств и тем самым свести к минимуму различия, обусловленные

применением различных сортов железного порошка. Повышение свойств в изделиях может составить до 100%.

Сплав железа с медью относится к классу дисперсионно твердеющих сплавов.

Добавка углерода дает возможность получить стальную основу, которую подвергают термообработке для реализации преимуществ, которые обеспечивают присутствие углерода. Этот сплав также восприимчив к дисперсному твердению.

Перспективы использования железных изделий, пропитанных медью, ясно намечаются: получение этих изделий — путь для создания порошковых материалов, обладающих максимальными свойствами.

Химический состав

Все три типа химических композиций имеют конечную плотность, равную теоретической плотности. Нужно помнить, что следовало бы произвести корректировку не только с учетом растворимости между железом и углеродом, что выполнено по литературным данным, но и по растворимости между железом и медью; однако зависимость плотности от растворимости железа в меди отсутствует и поэтому расчет выполнен только на основании процентного состава. Исходные компоненты имеют следующую теоретическую плотность, *г/см*^{3}:

Железо	7,87
Сталь (0,7% $C_{связ}$)	7,83
Медь	8,96

Тогда плотность трех типов композиций вышеуказанных составов, вычисленная по правилу аддитивности, составит, *г/см*^{3}:

I	8,1350
II	8,1120
III	7,9995

Используя данную систему расчета и зная окончательный объем изделия, можно рассчитать массу основы. Вычисление теоретического объема может быть проведено математически, исходя из чертежа детали, а фактические плотности определяются на готовом изделии.

Конечный состав изделий, полностью пропитанных до теоретической плотности, должен быть постоянным

для каждой из трех композиций. К сожалению, в реальных условиях полная пропитка почти неосуществима и промышленные изделия обычно имеют плотность ниже теоретической.

Плотность 7,1 *г/см*³ принята в качестве минимального допустимого предела.

Если считать величину 8,1 *г/см*³ средней теоретической плотностью, то практическая величина меньше на 1,0 *г/см*³, что составляет 12%. Поскольку плотность основы является величиной фиксированной, а объем изделия должен соответствовать заданному, то уменьшение плотности на 12% может быть только следствием пористости, т. е. снижением содержания меди. Фактический состав отличается от теоретического:

I — 75% Fe + 13% Cu;
II — 74% Fe + 13% Cu + 1% C (0,7% $C_{связ}$);
III — 84% Fe + 3% Cu + 1% C (0,7% $C_{связ}$).

Обычно в производстве плотность изделий выше минимальной (7,1 *г/см*³) и составляет 7,3—7,5 *г/см*³. Это означает, что конечное содержание меди в изделии приближается к теоретической величине, а остаточная пористость незначительна.

Условия пропитки

Свойства всех трех композиций (I, II и III) существенно зависят от условий нагрева при пропитке. Кроме того, чтобы обеспечить оптимальные свойства, конечная плотность изделия после пропитки должна составлять не менее 7,8 *г/см*³. Для получения однородных и воспроизводимых результатов процесс пропитки необходимо тщательно контролировать. Следующие параметры определяют свойства композиций:

1) температура пропитки;
2) выдержка при температуре пропитки;
3) скорость нагрева до температуры пропитки;
4) скорость охлаждения от температуры пропитки;
5) защитная атмосфера в печи;
6) расход защитного газа в печи.

Наилучшие результаты по полноте пропитки обеспечивает печь с двумя высокотемпературными зонами и одной зоной предварительного нагрева. Желательно, чтобы длина зоны предварительного нагрева составляла, по крайней мере, половину общей длины двух вы-

сокотемпературных зон, температура в зоне предварительного нагрева составляет обычно приблизительно 550°С. Первая высокотемпературная зона должна быть вдвое короче второй зоны, в которой и осуществляется пропитка. Температуру в зоне пропитки необходимо строго регулировать в пределах 1120—1130°С. Выдержка в зоне предварительного нагрева и в первой высокотемпературной зоне должна быть достаточна для полного удаления всех смазочных веществ как с каркаса, так и с пропитывающего материала; и каркас, и пропитывающий брикет нагреваются при этом до температуры, близкой к точке плавления меди (1083°С). Выдержка деталей во второй высокотемпературной зоне должна обеспечить полноту пропитки. Для этого необходима дегазация каркаса и пропитывающего сплава до расплавления пропитывающего брикета. После выхода из зоны пропитки детали поступают в зону выдержки, которая имеет, по крайней мере, такую же длину, что и высокотемпературная зона. Холодильник, который следует за зоной выдержки, должен быть достаточно длинен, чтобы выгрузка изделий на выходном конце могла производиться вручную. Зона выдержки не нагревается, но требует хорошей изоляции, способной предотвратить быстрое охлаждение при переходе изделия из высокотемпературной зоны в водоохлаждаемый холодильник.

В качестве защитной атмосферы при медной пропитке железных материалов, не содержащих углерода, можно применять экзотермический генераторный газ или диссоциированный аммиак.

В обоих случаях создается слабо восстановительная атмосфера, потенциал которой, однако, недостаточен для того, чтобы предотвратить окисление марганца, присутствующего в пропитываемой основе. Если в железном каркасе содержится углерод, требуется эндотермический генераторный газ. Подача газа и воздуха в генератор должна производиться в оптимальном соотношении, с тем чтобы обеспечить значение углеродного потенциала в печной атмосфере, необходимое для получения желательного содержания связанного углерода.

Чрезвычайно важно, чтобы поток газа полностью вытеснял воздух из печи как на входе, так и на выходе. Входящий газовый поток должен циркулировать таким образом, чтобы большая часть (около 75%) его двига-

лась по направлению к входной зоне и выходила через нее; остальная часть газового потока выходит через холодильник и защищает от окисления изделия, находящиеся в зоне охлаждения. На обоих выходах газового потока поджигают факелы.

Изделия, пропитываемые в таких условиях, имеют обычно плотность не менее 7,8 *г/см*³. Количество пропитывающего материала необходимо регулировать, чтобы плотность пропитываемого материала достигла требуемой величины.

Избыток пропитывающего материала легко удаляется вручную, что достигается соответствующим выбором защитной атмосферы.

Физические свойства

Если режим пропитки отработан так, что результаты от одного цикла пропитки к другому достаточно воспроизводимы и плотность материала составляет не менее 7,8 *г/см*³, то физические свойства материала обычно соответствуют значениям, указанным в табл. 1.

Применение пропитывающего сплава вместо чистой меди не снижает физических свойств материала; если же производится дополнительная термообработка, то введение марганца в изделие оказывает благоприятное действие.

Сравнивая цифры в табл. 1, можно видеть, что все три композиции имеют примерно равные свойства. Если отсутствуют какие-либо специальные требования к свойствам материала и нет необходимости в последующей термообработке, композиция III обычно не изготавливается, так как весь диапазон свойств можно получить на композициях I и II.

Измерение остаточной пористости после пропитки указывает, что при плотности порядка 7,8 *г/см*³ качество изделия не связано с пористостью. Однако если изделие имеет меньшую плотность (~7,1 *г/см*³), необходимо производить определение пористости, так как в этом случае плотность не может служить единственным критерием качества изделия или полноты пропитки. Пористость в изделиях с такой плотностью достигает 12%, поэтому пропитка по объему изделия может быть неоднородной, а в изделиях сложной конфигурации образуются целые участки, не пропитанные медью.

Проверка спеченных изделий до пропитки показала, что весьма важную роль играет неоднородная плотность основы. Объемы с плотностью, превышающей заданную, обладают лучшими капиллярными свойствами и поглощают большую часть меди. Объемы с более низкой плотностью пропитываются недостаточно полно, образуя в структуре слабые участки; в целом физические свойства пропитанного изделия остаются на том же уровне, что и свойства непропитанной детали такой же плотности.

Таблица 1

Физические свойства пропитанных железомедных материалов

Состав композиций, %	Добавка углерода, %	Плотность, $г/см^3$	Предел прочности, $кГ/мм^2$		Твердость HR_B	Сжатие, %	Удлинение, %	Ударная вязкость, $кГ\cdot м$
			при сжатии	при растяжении				
Пропитка сплавом 90% Cu + 5% Fe + 5% Mg								
75 Fe + 25 Cu	—	8,02	37,24	47,8	74	13,0	8,0	0,690
	0,25	7,94	46,9	58,5	78	6,3	5,0	0,276
	0,50	7,89	51,2	65,7	87	5,2	4,0	0,207
	0,75	7,90	51,9	72,8	90	5,0	4,0	0,166
	1,00	7,96	51,3	73,5	93	4,8	4,0	0,138
85 Fe + 15 Cu	—	7,90	49,0	52,5	82	5,5	5,0	0,442
	0,25	7,89	52,5	67,4	86	5,0	6,0	0,304
	0,50	7,87	57,4	72,8	100	5,1	4,0	0,179
	0,75	7,91	61,6	79,8	102	4,0	4,0	0,179
	1,00	7,93	74,9	85,4	110	1,0	2,0	0,138
Пропитка чистой медью								
75 Fe + 25 Cu	—	8,10	40,6	51,1	78	4,5	6,0	0,565
75 Fe — 25 Cu	1,00	8,07	48,4	61,5	100	4,0	2,5	0,138
85 Fe + 15 Cu	1,00	7,93	74,8	84,8	110	2,0	1,1	0,083

Повторные эксперименты по пропитке изделий с плотностью 7,1 $г/см^3$ подтвердили, что с понижением плотности физические свойства материала ухудшаются.

Это относится не только к прочностным характеристикам, но также и к характеристикам пластичности материала. Сравнением этих результатов установлено, что снижение плотности при однородной пропитке и падение физических свойств связано линейной зависимостью, причем уменьшение плотности на 1% эквивалентно падению прочности на 1,4 *кГ/мм²*. При неоднородной пропитке эта зависимость выражена еще более резко, что обусловлено наличием остаточной пористости.

Термообработка

Исследование различных режимов термообработки для композиции II показало, что повышение свойств в результате любого вида термообработки достигает максимума в том случае, когда в качестве первой стадии термообработки проводится нормализация. Изделия рекомендуется нагревать до 980°С в нейтральной защитной атмосфере и выдерживать при этой температуре в течение 1 *ч*; затем охлажденные в печи до 205°С изделия выгружаются из печи. При нагреве изделий до 845°С с последующей быстрой закалкой в воду или масло можно получить материал с максимальным пределом прочности, так как в этом случае происходит перлитно-мартенситное превращение. Закалка в воду с перемешиванием дает лучшие результаты, чем закалка в масло, однако при обработке изделий сложной формы часто наблюдается растрескивание. Быстрая закалка в масло с перемешиванием, хотя и приводит к получению более низких прочностных свойств, предотвращает растрескивание.

В том случае, когда изменением режима закалки растрескивание не удается устранить, часто решает проблему изменение сорта железного порошка.

После любой закалочной операции целесообразно подвергать все изделия отпуску при 205°С в течение 1 *ч*. Отпуск существенно не влияет ни на прочность, ни на твердость материала: при температуре закалки 815°С наблюдается снижение твердости HR_B на 24 единицы, при температуре закалки 870°С — только на 10 единиц. Падение твердости при температурах закалки 830 и 860°С также незначительно.

По мере снижения содержания углерода в основе температура закалки, необходимая для получения максимума прочностных свойств, увеличивается. При добавке 0,5 и 0,75% C температура закалки определяется в 870°C, при 0,25% C 895°C. Полагают, что при малом содержании углерода свойства материала в большей степени определяются образованием железомедного сплава.

Наилучшие прочностные свойства в безуглеродистых сплавах получают закалкой с температуры 895°C в воду или быстрой закалкой в масло.

Продолжительность выдержки при нагреве под закалку или при нормализации свыше 1 *ч* не влияет на свойства материала.

Замеры твердости по Роквеллу (шкала B) более надежны и более однородны, чем замеры с более легкой нагрузкой.

Твердосплавный шарик работает вполне удовлетворительно и не повреждается при повторных измерениях.

Подбор режимов термообработки для композиции III показал, что более высокая концентрация железа имеет определенное влияние на свойства. Так же, как и для композиции II, нормализация перед любой упрочняющей термообработкой заметно улучшает свойства; для нормализации может использоваться такой же режим, как и для композиции II. Оптимальная температура нагрева под закалку для композиции III 790°C; закалка в воду или быстрая закалка в масло дают одинаковые результаты. Затем необходима операция отпуска, однако температура отпуска для композиции III несколько ниже (165°C); при более высоких температурах наблюдается уменьшение закалочной твердости. Если нагрев под закалку производится до температур свыше 790°C, изменения твердости не наблюдается; при нагреве до 760°C падение твердости достигает 12 единиц. Уменьшение содержания углерода влияет на свойства композиции III так же, как и на свойства композиции II. Так, при введении 0,75% C оптимальная температура нагрева под закалку составляет 815°C, при введении 0,5% C она возрастает до 845°C, 0,25% C — до 870°C (при отсутствии углерода — также 870°C). Выдержка в печи для нагрева до температуры закалки для обеих композиций одинакова; так же наилучшую ин-

формацию о качестве закалки дает измерение твердости по Роквеллу (шкала В).

Значения твердости и плотности композиций II и III в закаленном состоянии указаны в табл. 2.

Таблица 2

Некоторые физические свойства композиций II и III после закалки

Состав композиций, %	Добавка углерода %	Оптимальная температура закалки, °C	Твердость HR_B	Плотность г/см³
75 Fe — 25 Cu	—	895	85	8,05
	0,25	895	100	7,97
	0,50	870	110	7,93
	0,75	870	108	7,99
	1,00	845	112	8,00
85 Fe — 15 Cu	—	870	90	7,97
	0,25	870	93	7,96
	0,50	845	116	7,96
	0,75	815	114	7,93
	1,00	790	120	7,95

Из сравнения свойств композиций II и III можно видеть, что использование композиций целесообразно лишь в тех случаях, когда особые требования предъявляются к прочности материала; что касается остальных характеристик, то весь необходимый диапазон свойств можно получить и на композиции II.

Таким образом, композиция III с содержанием углерода менее 1%, эквивалентная композиции II, поэтому необходимость создания основы с 85%-ной плотностью часто отпадает. Однако если требуется материал с максимальной износоустойчивостью и прочностью, применяется композиция III.

Металлическая структура композиций II и III непосредственно после пропитки неоднородна по всему объему детали, поэтому при эксплуатации деталь может преждевременно разрушиться вследствие усталости. Устойчивость против усталости возрастает, если изделия подвергаются нормализации и затем обрабатываются специально для получения необходимых эксплуатационных свойств.

В производственных условиях маловероятно, чтобы удалось стабилизировать все параметры, влияющие на свойства материала, до такой степени, когда структура материала в каждой партии будет абсолютно однородна. Упрочнение изделий непосредственно после операции пропитки не изменяет металлической структуры, хотя и вызывает превращения перлита в мартенсит. Неоднородная структура, полученная в пропитанных изделиях, сохраняется и после упрочнения.

На рис. 2,*а*—*г* показаны микрофотографии структуры композиции II до пропитки и после пропитки по различным режимам. При спекании железной основы при температуре пропитки плотность ее равна 6,0 *г/см*³,

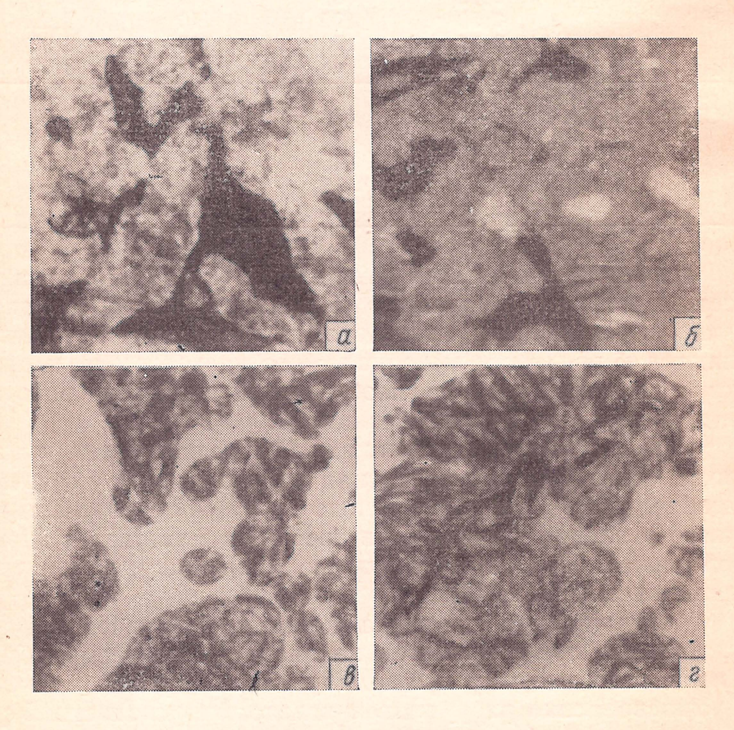


Рис. 2. Структура композиции 74% Fe — 25% Cu — 1% C (0,7% $C_{связ}$) после различной обработки (×600):

а — после спекания при температуре пропитки; *б* — после пропитки в стандартных условиях до плотности 7,1 *г/см*³; *в* — после пропитки до плотности 7,90 *г/см*³ с быстрым охлаждением от температуры пропитки; *г* — после закалки пропитанного материала на мартенсит

твердость HR_B при этом составляет 5—10 единиц. Спеченный материал имеет однородную перлитную структуру с крупными межзеренными порами (рис. 2,*а*). Пропитка железной основы медью в стандартных условиях до плотности 7,1 *г/см*³ увеличивает твердость материала до $HR_B = 80 \div 85$, но перлитная структура основы остается неизменной. Светлые участки в структуре — зерна меди (рис. 2,*б*), темные — остаточные закрытые поры, обычно равномерно распределенные по объему материала. С повышением плотности пропитанного изделия до 7,90 *г/см*³ пористость в структуре исчезает, а быстрое

Таблица 3

Физические свойства композиций I, II и III после различной термообработки*[1]

Состав композиций, %	Плотность, *г/см*³	Предел прочности, *кГ/мм*²: при сжатии	Предел прочности, *кГ/мм*²: при разрыве	Твердость HR_B	Сжатие, %	Удлинение, %	Ударная вязкость, *кГ/м*	Температура термообработки, °С: закалка*[2]	Температура термообработки, °С: отпуск
75 Fe + 25 Cu	7,95	29,4	41,9	71	20,5	18	1,56	—	500*[3]
	7,97	66,15	87,5	106	3,3	5	0,152	895	—
	8,01	29,4	40,8	70	44,3	25	2,06	—	500*[4] и 705*[4]
74 Fe + 25 Cu + 1C	7,98	68,1	111,3	108	3,7	3,2	0,138	845	—
	7,96	65,5	113,4	110	3,9	3,0	0,166	845	205
	7,94	72,1	107,1	109	4,1	3,1	0,248	845	315
	7,97	85,4	97,3	106	4,7	4,0	0,318	845	500
	7,95	37,4	51,0	80	10,3	10,0	1,130	—	650*[5]
84 Fe + 15 Cu + 1C	7,90	69,1	130,9	116	1,8	1,5	0,069	790	—
	7,93	70,7	131,6	115	2,1	2,2	0,069	790	205
	7,96	72,8	127,4	112	2,5	3,0	0,138	790	315
	7,89	80,5	116,2	109	4,7	4,0	0,166	790	595
84 Fe + 15 Cu + 1C	7,89	38,15	61,5	90	7,8	11,0	0,951	—	650*[5]

*[1] Во всех случаях в первой стадии термообработки проводится нормализация при 980°С.
*[2] Закалка в воду.
*[3] В течение 4 *ч*.
*[4] В течение 2 *ч*.
*[5] В течение 18 *ч*.

охлаждение после пропитки вызывает частичное превращение перлитной структуры в мартенситную (рис. 2,*в*), твердость материала при этом повышается до $HR_B = 94 \div 105$. Термообработкой пропитанного изделия можно осуществить полное перлитно-мартенситное превращение. Структура материала после такой термообработки показана на рис. 2,*г*: темные участки соответствуют зернам мартенсита, светлые — зернам меди, поры в структуре отсутствуют (плотность материала 7,95 *г/см*³, твердость HR_B после термообработки — 100—105 единиц).

Термообработка материалов типа I проводится с целью повышения пластичности, а не прочностных свойств; при термообработке композиций II и III улучшаются прочностные свойства.

При разработке композиции I, не содержащей углерода, основное внимание было направлено на формирование железомедного сплава, восприимчивого к дисперсному твердению. Из результатов, приведенных в табл. 3, видно, что при соответствующем выборе режима термообработки можно получить материал с весьма высокой пластичностью. Этот материал может найти применение в тех случаях, когда требуется сопротивление удару, высокая ударная вязкость и усталостная прочность.

Прессовый инструмент

Инструмент для прессования изделий под последующую пропитку с соотношением железа и меди 75 : 25 конструктивно подобен инструменту для прессования обычных металлокерамических деталей с плотностью порядка 5,8—6,2 *г/см*³. Одинаковые конструктивные особенности инструмента предусматриваются и для получения изделий с однородной плотностью. Необходимо также учитывать изменение размеров изделия при спекании в зависимости от сорта применяемого железного порошка и от условий нагрева.

Для правильного проведения операции пропитки медью пропитывающий материал должен быть равномерно распределен; это требует специального набора инструментов для получения компактных брикетов пропитывающего материала.

Инструмент для прессования изделий под последующую пропитку с соотношением железа и меди 85 : 15 по конструкции также подобен инструменту, применяемому для обработки обычных изделий с плотностью порядка 5,8—6,2 *г/см*³. Так как невозможно сформировать брикет сразу до плотности 6,8 *г/см*³, необходимо производить подпрессовку конечной плотности. Для этого нужен специальный инструмент для подпрессовки. Иногда при применении некоторых железных порошков и специальных условий нагрева операция подпрессовки производится на том же самом оборудовании, что и прессование, но в промышленном производстве такое совмещение не рекомендуется. Как и указывалось выше, чтобы обеспечить надлежащее качество пропитки, требуется инструмент для брикетирования пропитывающего материала.

Стоимость прессового инструмента

Стоимость прессового инструмента для получения композиции с соотношением железа и меди 75 : 25 примерно та же, что и инструмента для прессования обычных изделий с низкой плотностью. Инструмент для брикетирования пропитывающего материала — это, как правило, простая и относительно дешевая пресс-форма с ограничительным кольцом.

Что касается инструмента для прессования композиций с соотношением железа и меди 85 : 15, то стоимость его примерно удваивается по сравнению с инструментом для прессования обычных изделий с низкой плотностью. Инструмент для подпрессовки немного дешевле, чем инструмент для формирования, а пресс-форма для брикетирования имеет ту же конструкцию, что и для композиций типа II. Иногда при пропитке сложных изделий одного набора инструментов недостаточно, так как для равномерного распределения пропитывающего материала необходимо изготовление брикетов различной конфигурации.

Преимущества метода пропитки

Свойства пропитанных изделий обеспечивают им обширные области применения, в частности в качестве конструкционных материалов при решении различных

инженерных задач. Однако для удовлетворения разнообразных технических требований порошковая металлургия может во многих случаях предложить и другие материалы, обладающие также высокими характеристиками. В тех случаях, когда эти обычные металлокерамические материалы могут работать достаточно эффективно, использование пропитанных материалов трудно обосновать экономически, так как высокое содержание в них меди сильно повышает их стоимость. Тем не менее, существуют такие проблемы, единственное решение которых может быть найдено лишь с применением пропитанных деталей, и тогда вопросы стоимости отходят на второй план.

Пропитанные медью материалы легко свариваются друг с другом или со сталью. К сожалению, даже при высоком содержании меди эти материалы свариваются только с помощью медного припоя.

В процессе сварки можно ожидать некоторого дополнительного изменения размеров, так как изделия нагревают до температуры ~ 1130°C; поэтому при изготовлении изделий допуски на размеры должны учитывать это изменение с тем, чтобы получить в конечном изделии заданную точность размеров.

Возможно совместное проведение операций сварки и пропитки, что дает большую экономическую выгоду.

Иногда спекают железную основу до пропитки, чтобы лучше контролировать выходной размер. Однако если известны данные по общему изменению размеров изделия по ходу технологического процесса, в этом нет необходимости и пропитке подвергаются непосредственно прессованные брикеты; получаемый в результате продукт обладает не менее высокими качествами, а экономические выгоды пропитки прессовок очевидны.

При пропитке прессованных брикетов одновременно может происходить и приваривание их медью один к другому или к стальной подложке; в этом несомненное преимущество пропитки прессовок перед пропиткой спеченных брикетов. На рис. 3 показана структура изделия, полученного таким способом. Сварной шов, проходящий на микрофотографии по центру, практически не отличается по структуре от основного материала.

Возможна также пайка пропитанных материалов серебром. Это обычно отдельная операция, которая про-

водится при значительно более низкой температуре, чем медная сварка, и не приводит к расплавлению меди в пропитанном изделии. Это в значительной степени предотвращает дополнительное изменение размеров, которое происходит при вторичном нагреве.

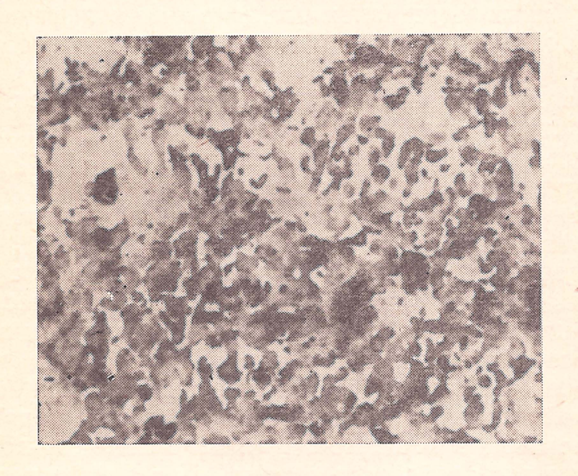


Рис. 3. Структура сварного шва при одновременной пропитке двух прессовок плотностью 6,0 *г/см*³ до плотности 7,55 *г/см*³ (композиция 74% Fe — 25% Cu — 1%C); ×100

Сварка медью или пайка серебром производится или в контролируемой атмосфере в сварочной печи с индукционным нагревом или ацетиленовой горелкой на воздухе с добавкой флюса на участке сварки. При сварке в обычной сварочной печи с контролируемой атмосферой с заданной температурой рабочей зоны не рекомендуется использование сильно восстановительной атмосферы с тем, чтобы допустить обезуглероживание изделий, в том случае, если углерод присутствует в композиции в избыточном количестве. При индукционной сварке или сварке горелкой охлаждение сварных изделий до комнатной температуры должно проходить достаточно медленно, чтобы предотвратить растрескивание. Детали затем необходимо подвергнуть нормализации при 980°С также с медленным охлаждением. Прочностные свойства материала после такой обработки бу-

дут несколько ниже, однако вязкость заметно возрастает по сравнению с вязкостью материала непосредственно после пропитки.

При сварке в печи нагрев и охлаждение изделий проходит вместе с печью, поэтому остаточные напряжения незначительны или отсутствуют совсем. Свойства пропитанных материалов после сварки в печи остаются на том же уровне, что и непосредственно после пропитки.

При индукционной сварке или сварке горелкой до температуры сварки нагревается только сварной участок, поэтому при охлаждении на воздухе в изделии возникают напряжения, которые могут привести к растрескиванию в процессе охлаждения или при последующей эксплуатации изделия.

В производстве рекомендуется пропитывать и сваривать изделие за один прием, что дает наиболее удовлетворительные свойства и наибольшую экономию.

Во многих случаях требуется, чтобы вес детали, изготовленной по новой технологии приближался к весу стальной детали. Метод пропитки является единственным методом в порошковой металлургии, с помощью которого это требование может быть выполнено; при максимально точном контроле соотношения плотности основы и количества пропитывающего материала метод пропитки может успешно использоваться для изготовления регуляторов нагружения и роторов.

Многие отрасли техники требуют вакуумноплотных материалов; в пропитанных медью материалах плотностью 7,8 *г/см*^{3} можно гарантировать отсутствие открытой пористости; эти материалы выдерживают давления по крайней мере до 1,4 *кГ/мм*^{2}. Это устраняет необходимость обычной пропитки пластиком для заливки пор в изделиях с низкой и средней плотностью.

Иногда по условиям эксплуатации высокие физические свойства требуются только на малых участках изделия, в то время как в остальном объеме допустимы более низкие свойства. В этом случае можно получить значительную экономию, проведя локальную пропитку медью (этот процесс ошибочно называют иногда ограниченной пропиткой). Конечная плотность в пропитанном участке должна быть минимум 7,1 *г/см*^{3}. Для этого соответствующим образом распределяют пропитываю-

щий материал, а затем, регулируя параметры нагрева и скорость процесса, осуществляют пропитку в нужном участке, в то время как оставшаяся часть изделия подвергается обычному спеканию.

Ограниченная пропитка, которую часто путают с локальной пропиткой, широко применяется в тех случаях, когда обычные изделия с низкой или средней плотностью не удовлетворяют потребителя. Введение небольшого количества пропитывающего материала в изделие во время обычной операции спекания может привести к увеличению плотности изделия вплоть до 7,1 *г/см*³. Пропитывающий материал при ограниченной пропитке не концентрируется в каком-либо определенном участке, а равномерно распределяется по всему изделию, улучшая структуру и свойства.

Физические свойства различных пропитанных медью материалов показаны в табл. 1—3, что же касается износоустойчивости, то необходимо рассмотреть это свойство отдельно от остальных физических свойств, так как характер его изменения несколько отличен от описанных выше закономерностей. Более высокое содержание железа (85% Fe) в пропитанных материалах приводит к увеличению износоустойчивости, при испытании в паре с контртелом из того же материала или со стальным контртелом. Материалы с более низким содержанием железа (75% Fe), но более высоким содержанием меди (25% Cu) имеют высокую износоустойчивость в паре с контртелом из того же материала, но быстро истираются при работе с сопряженными стальными деталями. Это происходит вследствие более низкого содержания железа, так как именно прочность железного каркаса определяет износоустойчивость материала и способность воспринимать нагрузку.

По мере износа и удаления железных зерен происходит захват медных зерен сопряженной деталью и омеднение ее поверхности. Это особенно заметно при вращении валов из холоднокатаной стали в цилиндрических муфтах из пропитанных материалов. Для предотвращения выработки валы подвергаются упрочнению и шлифовке, а иногда хромированию и шлифовке. Обыкновенный вал из холоднокатаной стали и пропитанные материалы с высоким содержанием меди (25% Cu) имеют одинаковую твердость, но пропитанные материалы при

этом обладают меньшей способностью нести нагрузку. Для улучшения износоустойчивости вращающейся пары погружают пропитанную медью деталь в хромовую кислоту, чтобы стравить всю медь с поверхности и из слоя глубиной 0,05—0,1 *мм*. Тогда открытые поры будут задерживать смазку, что продлит срок службы трущихся деталей без термообработки и хромирования поверхности.

Изготовление крупных деталей

Большие сложности возникают при производстве крупных деталей, когда требуются усилия прессования, превышающие мощность обычных прессов. Например, для прессования железного скелета композиции 75% Fe — 25% Cu необходимое давление прессования равно $\sim$4 *Т/см*², а максимальная мощность прессов, используемых на предприятиях порошковой металлургии, составляет 250 *Т*. Поэтому при производстве крупных деталей площадью $\sim$130 *см*² обычно прессуют отдельно две половины изделия, что как бы удваивает диапазон мощности пресса. Спрессованные заготовки соединяют и пропитывают, получая монолитное изделие, причем видимая линия раздела не наблюдается. Зерна железа на плоскости контакта во время пропитки соединяются и образуют единый железный каркас, поры которого заполнены медью. Линия раздела будет заметна лишь в том случае, если прессованные части изделия несколько различаются по высоте. Шлифовка поверхности после пропитки полностью снимает этот шов.

Металлургически плоскость соединения является наиболее прочным участком в композиции; разрушение по этой плоскости при испытаниях никогда не наблюдается.

Необходимое условие при производстве сложных деталей таким способом — пропитка неспеченных заготовок. Пропитка после спекания дает дефектную контактную область с разрывами по плоскости соединения.

Контакт заготовок перед операцией пропитки должен быть как можно более плотным. Для этого внутреннюю часть детали прессуют из железного порошка, брикеты из которого имеют тенденцию к увеличению размеров, в то время как внешняя часть изготавливается

из железного порошка, прессовки из которого не изменяют размеров или дают усадку. Во время нагрева до расплавления меди осуществляется взаимная пригонка и полное соединение частей детали.

Там, где площадь изделия невелика и мощность пресса не служит ограничивающим фактором, возможно применение как вертикальных, так и горизонтальных разрезов. Это открывает возможность изготавливать детали со сложной конфигурацией, в частности с поперечными отверстиями. Кроме того, возможно соединение трех различных композиций в единую комбинацию. Например, можно изготовить составной обод шестерни площадью 125 *см*²: внутреннюю часть прессуют из материала типа II (74% Fe — 25% Cu — 1% C), а внешнюю часть — из материала типа III (84% Fe — 15% Cu+1%C), обладающего более высокой износоустойчивостью.

На рис. 4,*а—в* показана структура такого комбинированного материала непосредственно после пропитки (рис. 4,*а*) и после различной термообработки (рис. 4,*б* и *в*). Исходный железный каркас со средней плотностью 6,2 *г/см*³ пропитан медью до плотности 7,55 *г/см*³, так что конечный материал имеет состав 80% Fe— 19% Cu—1% C (0,7% $C_{связ}$). Структура материала после пропитки — перлитная сетка со светлыми зернами меди и более темными зернами железомедного сплава. Видны темные участки — поры. Твердость HR_B составляет 90—100 единиц. Термообработкой можно повысить твердость HR_B до 110—111 единиц, вызвав при этом перлитно-мартенситное превращение (рис. 4,*б*). Для создания равномерной структуры материал подвергают нормализации. Твердость HR_B после нормализации равна 78—80 единицам и одинакова по всей поверхности. Зерна меди приобретают округлую форму (рис. 4,*в*), зерна железомедного сплава отсутствуют.

Пропитанные материалы по сравнению со сталью показывают лучшую коррозионную стойкость в солевых растворах и во влажной атмосфере. Их коррозионная стойкость намного превосходит и стойкость обычных металлокерамических материалов с низкой или средней плотностью, в которых остаточная пористость способствует внутренней коррозии, значительно снижающей через некоторое время физические свойства.

Добавлением небольшого избыточного количества пропитывающего материала можно создать медное покрытие на всей поверхности, что еще более повысит стойкость против коррозии. Толщина этого медного покрытия должна составлять 0,01—0,02 *мм*.

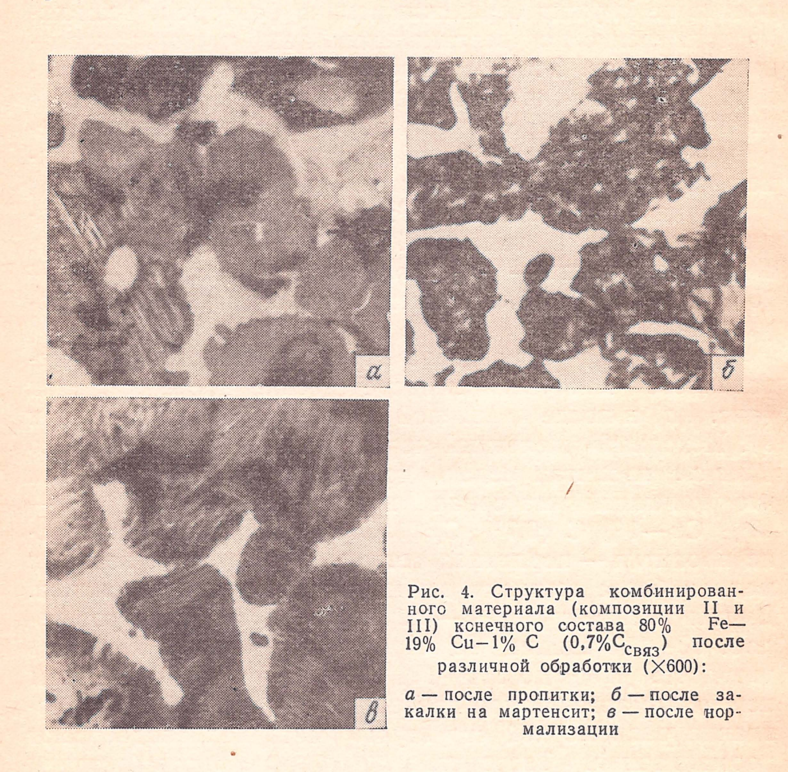


Рис. 4. Структура комбинированного материала (композиции II и III) конечного состава 80% Fe—19% Cu—1% C (0,7% $C_{связ}$) после различной обработки (×600):

а — после пропитки; *б* — после закалки на мартенсит; *в* — после нормализации

Последующая обработка пропитанных изделий

Обработка обычных металлокерамических изделий с низкой или средней плотностью сильно затрудняется точечной пористостью в этих изделиях. Отсутствие пористости в пропитанных медью материалах позволяет решить большинство проблем, возникающих при обработке металлокерамических изделий.

Так, например, становится возможной термообработка в соляной ванне: можно не опасаться, что соль, остающаяся в порах, ухудшит свойства изделия.

Подготовка изделия к термообработке сводится к тем же мероприятиям, которые предусматриваются при подготовке стальных деталей.

Точно так же и при нанесении электролитических покрытий отсутствие пористости в пропитанных материалах разрешает применить обычную технологию покрытия. Необходимость пропитки изделия пластиком для предотвращения проникновения электролита во внутренние слои изделия отпадает.

Для защиты пропитанных материалов от водородного охрупчивания успешно применяются любые виды механических покрытий. Испытания пропитанных изделий с покрытиями такого рода в солевом растворе и при воздействии влажной атмосферы показывают, что их устойчивость идентична устойчивости обычных плакированных сталей. То же можно сказать и об электролитических покрытиях.

Обработке паром пропитанные материалы вследствие отсутствия пористости поддаются плохо. Обработка паром вызывает контролируемое окисление частиц железа, что способствует повышению износоустойчивости и коррозионной стойкости. Для удовлетворительной обработки изделия паром необходимо обеспечить как поверхностное окисление частиц, так и проникновение пара во внутренние объемы изделия для внутреннего окисления.

Изделия с плотностью порядка 6,0 *г/см*^{3} имеют идеальную пористую структуру для внутреннего окисления; при более высокой плотности требуется и более длительная обработка, сопровождающаяся падением твердости. При кратковременной обработке частицы окисляются только с поверхности. Процесс поверхностного окисления способствует заполнению пор между частицами, и при проникновении на достаточную глубину обеспечивает весьма высокую твердость.

Из-за отсутствия пористости пропитанные материалы легко подвергаются поверхностной газовой закалке, проблемы внутреннего окисления материала при этом не возникает, а также возможно и проведение индукционного нагрева с целью местного упрочнения.

Для углеродсодержащих материалов особенно важно предотвратить при обработке обезуглероживание, так как только при этом условии изделия сохраняют

высокую износоустойчивость. Пропитанные материалы типа II и III, содержащие углерод, подвергают обычно термической обработке в защитной атмосфере.

При обработке материала типа I возможно насыщение его углеродом, несмотря на присутствие в нем меди. Процесс цементации пористых изделий обычно значительно короче во времени, чем цементация на такую же глубину компактных изделий. Цементация материалов типа I длится столько же или немного дольше, что и цементация на ту же глубину компактного изделия. Насыщение углеродом в обоих случаях происходит идентично посредством диффузии с поверхности частиц железа во внутренние объемы. Поскольку частицы железа образуют сплошной скелет, диффузия проходит легко, и присутствие меди не оказывает никакого влияния.

Перед цементацией изделия рекомендуется протравить хромовой кислотой для удаления поверхностного слоя меди, затрудняющего проникновение углерода во внутренние объемы.

Все три типа пропитанных материалов легко поддаются точечной сварке на обычном оборудовании. Высокое содержание меди заставляет увеличивать расход мощности при сварке вследствие большей теплопроводности пропитанных материалов в сравнении со сталью. Усадки материала в месте сварки не происходит, в противоположность тому, что наблюдается при сварке пористых изделий. (Так как температура на стыке сварочного электрода и свариваемой поверхности достаточно высока, при сварке происходит интенсивное спекание материала в области точечного нагрева, что при наличии пористости ведет к катастрофической усадке, резко снижающей качество сварного соединения. Пропитанные изделия, имеющие высокую плотность, не дают усадки при сварке, что позволяет получать прочное соединение).

Пропитанные материалы вследствие отсутствия пористости имеют хорошие механические характеристики при шлифовании, что обеспечивает повышенный срок службы шлифовального инструмента. Не требуется никаких специальных мер, предотвращающих загрязнение изделия охлаждающей жидкостью; перед конечной операцией покрытия проводится лишь обычная очистка.

Пропитанные материалы могут шлифоваться с малыми допусками, и при правильном выборе шлифовальных кругов засаливания кругов не происходит.

При подготовке поверхностей, работающих на истирание, важно, чтобы абразивные частицы не попали на эту рабочую поверхность. Пропитанные беспористые изделия не захватывают абразива шлифовального круга, тогда как поры обычных металлокерамических материалов абразив легко засоряет и с трудом удаляется оттуда.

* *
*

Порошковая металлургия может предложить различным отраслям промышленности много экономически выгодных материалов.

Пропитка медью порошковых материалов позволяет получать изделия с оптимальными свойствами; эти изделия легко поддаются обработке на обычном оборудовании, причем в большинстве случаев не требуется разработки никаких специальных методик или мер предосторожности.

При проведении дальнейших инженерных исследований может выявиться возможность получения еще более крупных и сложных изделий.

П. Е. Мэтхьюз и С. Брэдбери
(*P. E. Mattheiws*[1])
(*S. Bradbury*[2])

ДИФФУЗИОННАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Диффузия хрома в пористую структуру железных металлокерамических изделий приводит к повышению свойств изделия до такого уровня, который невозможно получить при спекании в обычной атмосфере.

[1] Clevite Corp., mechanical Res. Div., Cleveland, Ohio.
[2] Hoeganaes Sponge Iron Corp., Riverton, New Jersey.

Оптимальным решением проблемы было бы получение порошка сплава железо—хром, однако эта задача весьма сложна. Поэтому наиболее удачным вариантом решения на сегодня следует считать процесс хромирования или альфатизации[1] — способ, посредством которого могут быть получены изделия со свойствами сплава железо—хром, а именно: с высокой поверхностной твердостью, высокой прочностью, пластичностью и коррозионной стойкостью.

Приведенные в работе данные получены при исследовании образцов, обработанных методом ротационного хромирования.

Этот процесс предусматривает засыпку изделий, которые подвергаются обработке, пористыми гранулами хрома, пропитанными галоидными соединениями. После тщательного перемешивания, с тем чтобы засыпка равномерно покрывала все изделия, их помещают в перфорированный контейнер, который загружают в реторту. Реторту продувают воздухом, запаивают и нагревают до 900—950°С. Благодаря вращению реторты предотвращается спекание изделий между собой, а также приварка гранул к изделиям. Кроме того, вращение облегчает свободную циркуляцию паров хрома.

Объектом исследований служили стандартные разрывные образцы, спрессованные до заданной плотности из различных порошковых смесей, состоящих из железного порошка с пластификатором или с добавлением графита и меди. Все образцы перед хромированием предварительно спекали при температуре 1125°С в течение 30 *мин.* В качестве исходного использовали железный порошок фирмы Hoeganaes Sponge Iron Corp. марки АМН-100.

Количество графита и меди в шихте не превышало концентраций, обычных в производстве металлокерамических железных изделий.

Сравнение свойств изделий непосредственно после спекания и после хромирования показывает, что хромирование существенно улучшает как прочностные характеристики, так и пластичность материала.

---

[1] Альфатизация (alphatizing)—это название, данное фирмой Alloy Surfaces Co процессу хромирования.

Механические свойства хромированных материалов

Предварительные исследования показали, что количество хрома, диффундирующего в пористый образец, и глубина хромированного слоя, обратно пропорциональны плотности материала, т. е. чем выше плотность, тем меньше будет глубина проникновения хрома.

На протравленных сечениях хромированных железных деталей обычно видно, что основное количество упрочняющего хрома сосредоточено в участках с относительно низкой исходной плотностью. Зоны с высокой исходной плотностью имеют более тонкие, хотя и компактные хромированные участки.

На рис. 1 показан градиент концентрации хрома по глубине хромированного слоя для двух стандартных образцов. Исследования проводились методом рентгеноструктурного анализа поверхности с последовательным удалением поверхностных слоев.

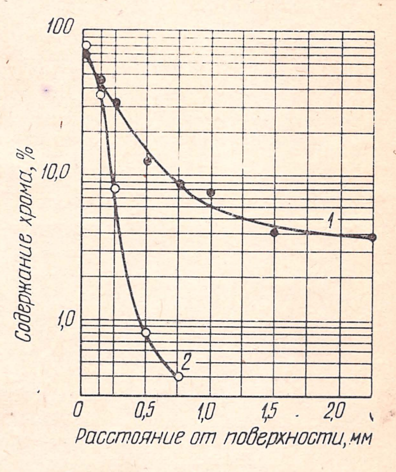


Рис. 1. Распределение хрома по глубине хромированного слоя в спеченном материале разной плотности после 6 *ч* хромирования при 1093° С:

1 — плотность спеченного материала 6,07 *г/см*³; *2* — плотность спеченного материала 6,77 *г/см*³

Очевидно, что диффузия хрома в образец с низкой плотностью распространяется на бо́льшую глубину, а градиент концентраций в образце с высокой плотностью значительно возрастает.

На рис. 2 представлены в зависимости от плотности сравнительные свойства хромированных и спеченных (нехромированных) контрольных железных образцов, содержащих различное количество углерода. Температурные условия спекания и хромирования были идентичны (выдержка 4 *ч* при 1050°С).

Характер изменения твердости не показывает видимого упрочнения, что может ввести в заблуждение, так

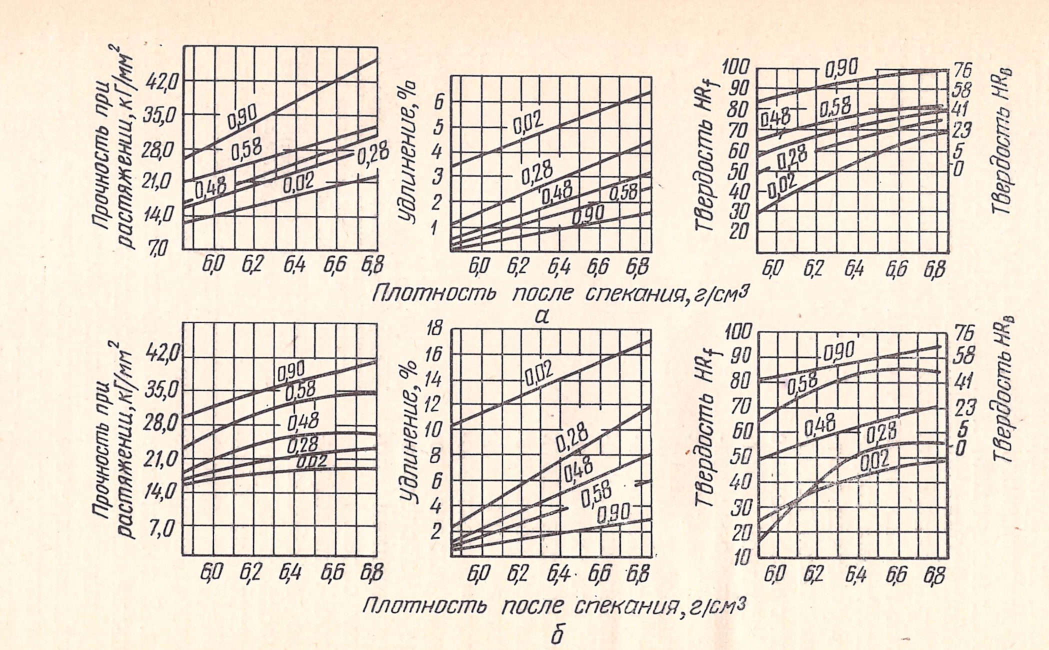


Рис. 2. Прочность, пластичность и твердость спеченных железных брикетов в зависимости от содержания углерода в исходном железном порошке непосредственно после спекания (*а*) и после хромирования (*б*) (цифры на кривых указывают содержание углерода в железном порошке)

как измерение твердости HR_B дает усредненное значение твердости для всего сечения образца, а не для хромированного слоя. Однако измерения микротвердости (см. таблицу) показали достаточное упрочнение.

Заслуживает внимания характер изменения пластичности (относительного удлинения) образцов при хромировании. При содержании углерода 0,02% и плотности после спекания в пределах от 5,85 до 6,85 *г/см*³ относительное удлинение при испытании хромированных образцов составляет 10—18%.

Микротвердость хромированного слоя в железных материалах с различным содержанием углерода

Содержание углерода после спекания, %	Плотность после спекания, *г/мм*³	Микротвердость, *кГ/мм*²	
		после хромирования	после хромирования с термообработкой
0,02	6,12—6,88	198—219	—
0,28	6,01—6,81	939—1425	1452—1560
0,48	5,97—6,85	1459—1775	1592—1777
0,58	6,06—6,82	1433—1651	1603—1689
0,90	5,00—6,73	1602—1756	1700—1743

Простые испытания на скручивание и изгиб также наглядно демонстрируют превосходные свойства хромированных изделий. На рис. 3 показаны спеченные и хромированные образцы после таких испытаний: хромированный образец легко скручивается на 360 *град* без признаков излома, в то время как на спеченном образце трещины возникают уже при скручивании на 270 *град*.

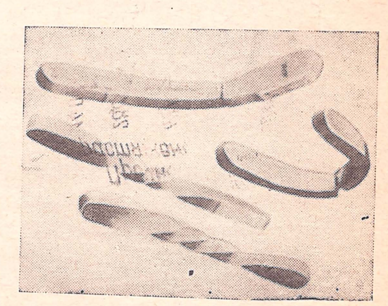


Рис. 3. Испытания на скручивание и изгиб, демонстрирующие повышенную пластичность хромированных образцов

Это свойство дает интересную возможность формирования деталей заданной конфигурации перед последующей упрочняющей термообработкой.

3 Зак. 619

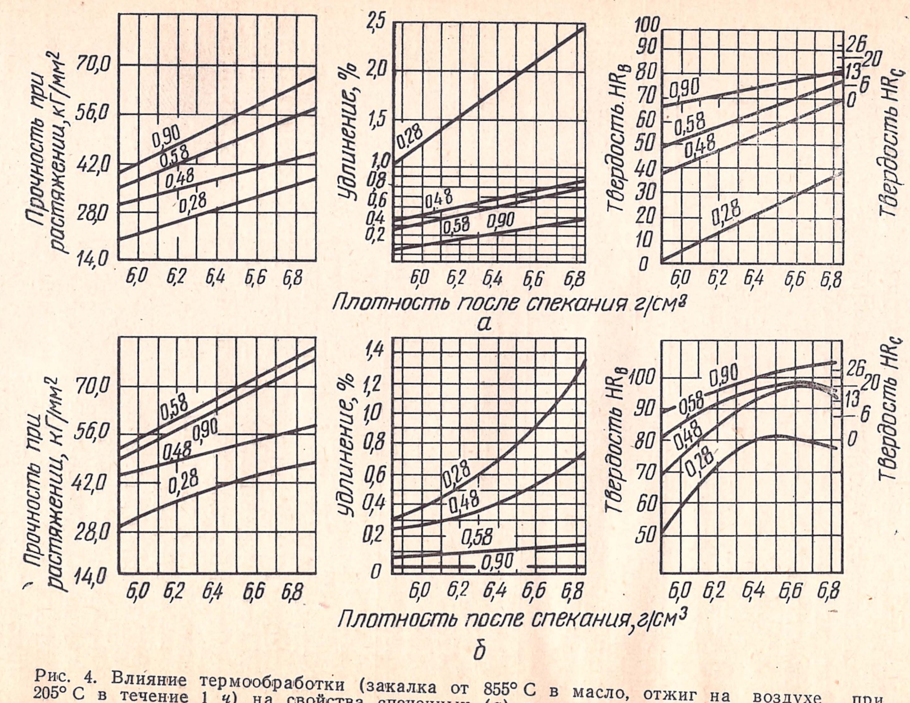


Рис. 4. Влияние термообработки (закалка от 855° С в масло, отжиг на воздухе при 205° С в течение 1 *ч*) на свойства спеченных (*а*) и хромированных (*б*) железных брикетов с различным содержанием углерода в исходном железном порошке (цифры на кривых указывают содержание углерода)

Исследовано также было и влияние термообработки на свойства хромированных железографитовых и железомедных материалов.

Условия термообработки выбирались на основании состава композиции по железу и углероду. Все образцы одинакового состава после спекания и хромирования были подвергнуты закалке и отпуску совместно, поэтому результаты измерений свойств этих материалов сопоставимы. Можно достоверно считать, что предварительно образованные при спекании кристаллические структуры в дальнейшем формировались в идентичных условиях.

Металлургическое соединение между поверхностным слоем и сердцевиной изделия так прочно, что ни растрескивания, ни отслаивания во время последующей термообработки не наблюдалось.

Предел прочности хромированных образцов после термообработки на 31—57% выше предела прочности спеченных образцов, прошедших ту же термообработку (рис. 4).

Хромирование также благоприятно сказывается на увеличение твердости, даже при низких значениях плотности ~ 5,9 *г/см*³. Например, твердость HR_B спеченных образцов с содержанием углерода 0,28% и плотностью от 5,9 до 6,8 *г/см*³ после термообработки находится в пределах от 10 до 45 единиц, тогда как хромированные образцы с тем же содержанием углерода после термообработки имеют твердость от 50 до 80 единиц; это существенное улучшение, если учесть низкое начальное содержание углерода.

Выше в таблице приведены значения микротвердости хромированного слоя материалов с различным содержанием углерода и с различной плотностью.

Высокая твердость слоя после термообработки показывает его термическую стабильность.

На рис. 5 представлены механические свойства материала марки МН-100, содержащего 1% С и различное количество меди (2 или 5%). Свойства после термообработки здесь также выше у хромированных изделий, но улучшение не так заметно, как при хромировании железографитовых материалов. Вероятно, это является следствием высокого содержания углерода и малой растворимости хрома в меди. Оба эти фактора, действуя

одновременно, уменьшают глубину проникновения хрома и препятствуют растворению хрома в материале образца.

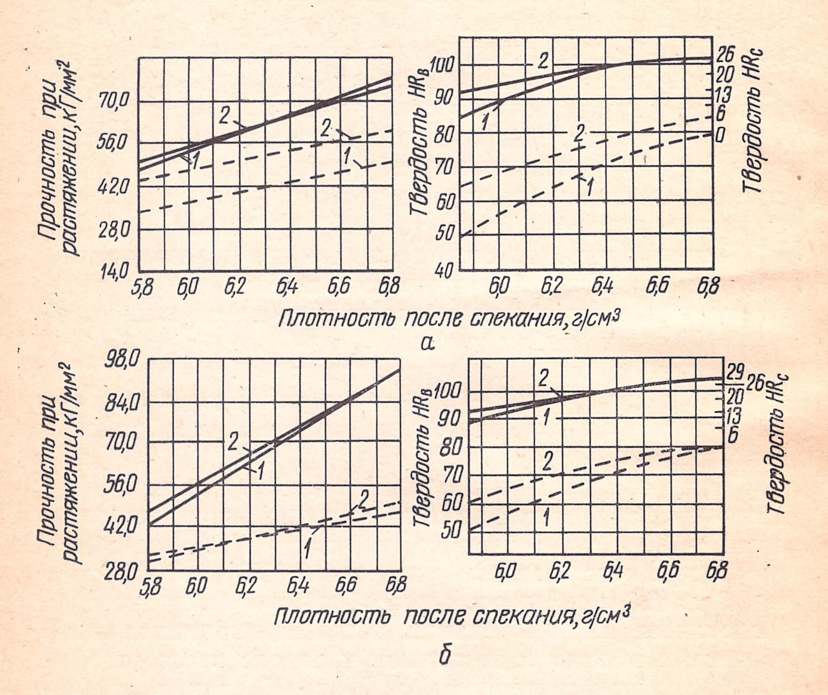


Рис. 5. Влияние хромирования на механические свойства железных прессовок состава Fe — 1% C — 2% Cu (*1*) и Fe — 1% C — 5% Cu (*2*):

а — свойства прессовок после спекания; *б* — свойства прессовок после хромирования (пунктиром показано изменение свойств в результате термообработки — закалки от 855°C в масло с последующим отпуском при 205°C на воздухе в течение 1 *ч*)

Коррозионная стойкость хромированных материалов

Из большого количества разнообразных методов испытаний материалов на устойчивость против коррозии были выбраны способы, определяющие степень защиты поверхностным слоем внутреннего объема изделия.

Без защитного поверхностного слоя металлокерамические железные материалы легко поддаются действию большинства коррозионных сред, поэтому понятна необ-

ходимость покрытия материала сплошным беспористым и коррозионно стойким слоем.

Эффективность хромированного слоя зависит от его пористости: чем меньше пористость поверхностного слоя, тем выше его устойчивость против коррозии.

На рис. 6 и 7 показана окалиностойкость хромированных образцов и степень их устойчивости против коррозии в азотной кислоте.

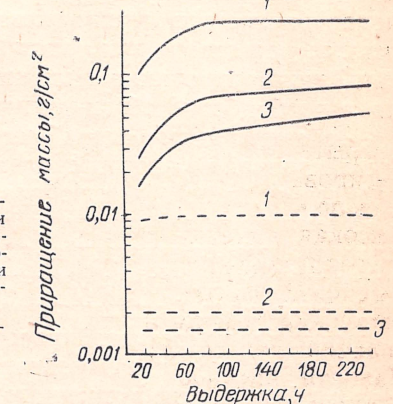


Рис. 6. Стойкость против окисления спеченных (сплошная линия) и хромированных (пунктир) железных прессовок различной плотности при выдержке на воздухе при 550° С; плотность спеченного брикета:

1 — 6,44 *г/см³*; *2* — 6,81 *г/см³*; *3* — 6,96 *г/см³*

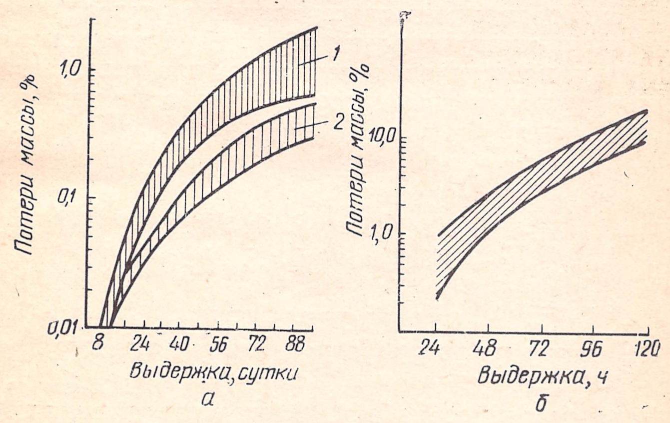


Рис. 7. Коррозионная стойкость хромированных железных брикетов в растворах азотной кислоты:

а — 20%-ная HNO_3 при 40° С: *1* — брикеты, прессованные под давлением 4,5 *Т/см²*; *2* — брикеты, прессованные под давлением 7,5 *Т/см²*; *б* — 65%-ная кипящая HNO_3: интервал давлений прессования от 4,5 до 9,0 *Т/см²*

При выдержке на воздухе при 550°С после первоначального окисления высокохромистой поверхности дальнейшего значительного прироста массы не наблюдалось (рис. 6).

* *
*

Хромирование металлокерамических железных материалов существенно улучшает их свойства. Наличие пористости в этих материалах позволяет производить подповерхностное легирование их с помощью газообразных реагентов; при этом достигается высокая степень диспергирования включений хрома, что невозможно при обработке обычных компактных материалов.

Открытые поры способствуют глубокому внутреннему легированию, которое дает улучшение механических свойств по всему объему образца.

Высокая пластичность и твердость поверхностного слоя создает предпосылки для использования хромированных материалов в новых областях, где требуется пластическая деформация изделий после спекания или повышенная износоустойчивость.

Наконец, прочное сцепление с основой и коррозионная стойкость диффузионного слоя дает хорошую термостойкость и устойчивость изделий к окислению.

Хромирование металлокерамических изделий может привести к развитию новых областей применения порошковых материалов, недоступных при использовании других существующих способов обработки материалов после спекания.

Н. К. Кобел, Р. Ф. Нови
(*N. K. Koebel, R. F. Novy*[1])

ТЕРМООБРАБОТКА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ

Режимы термообработки металлокерамических деталей существенно отличаются от режимов, принятых при термообработке обычных стальных деталей.

---

[1] Lindberg Engineering Co, Chicago, Illinois.

Настоящая статья посвящена вопросам выбора условий термообработки, которые обеспечили бы оптимальное сочетание свойств в изделии.

Термообработка железных металлокерамических изделий проводится обычно для повышения механических свойств — прочности, износоустойчивости, пластичности или для создания какой-либо комбинации заданных свойств. Из рис. 1 следует, что добиться повышения прочности можно одним из трех различных методов: за счет увеличения плотности, увеличения содержания углерода или легирующих присадок и, наконец, — закалкой спеченной детали.



Рис. 1. Прочность металлокерамической медноникелевой стали в спеченном состоянии и после термообработки в зависимости от содержания углерода и плотности:

1 — спеченная сталь с содержанием 0 — 0,25% С; *2* — спеченная сталь с содержанием 0,5 — 0,7% С; *3* — сталь с содержанием 0,5 — 0,7% С после термообработки

Естественно, максимальный предел прочности достигается в том случае, когда материал с максимальной плотностью при максимальном содержании углерода подвергается закалке. Увеличение содержания углерода без термообработки дает лишь незначительное повышение прочности.

Углерод вводится в материал либо в виде присадки графита в шихту (тогда необходимо использовать при спекании эндотермическую атмосферу, предотвращающую обезуглероживание), либо карбидизацией изделия в специальной печи после спекания. Выбор зависит от плотности изделия и от назначения и режима последующей термообработки. Одновременное спекание и цементация не содержащих графита железных деталей в богатой эндотермической атмосфере не рационально, так как в этом случае в печи спекания происходит отложение сажи, приводящее к разбросу результатов по содержанию углерода в изделиях. Обычно в шихту вводят примерно 1—1,2% графита, чтобы получить после спекания оптимальное содержание углерода — 0,8—0,9%. Для этого необходим контроль влажности атмосферы спекания: точка росы эндотермического газа должна

поддерживаться на уровне, соответствующем температуре спекания согласно диаграмме, представленной на рис. 2.

Как видно из равновесных кривых рис. 2, оптимальному содержанию углерода при температуре спекания 1100°С соответствует точка росы примерно —10°С. Для

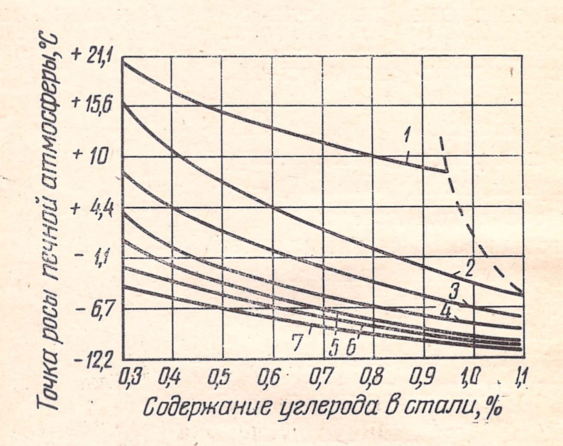


Рис. 2. Зависимость равновесного содержания углерода в стали от влажности печной атмосферы (эндотермического газа) при различной температуре спекания. Пунктиром показана граница аустенитного превращения:

1 — 815° С; *2* — 870° С; *3* — 925° С; *4* — 980° С; *5* — 1040° С; *6* — 1100° С; 7 — 1150° С

создания такой влажности газовый генератор должен работать при точке росы —4°С; кроме того, в печь вводят углеводороды (природный газ), которые, вступая в реакцию с эндотермическим газом, создают в печи необходимую влажность.

Следует указать, что точки росы на равновесных кривых были определены для углерода, растворенного в аустените, а не для углерода в виде графита. Опыт показывает, что когда углерод находится в виде графитных включений, равновесие наступает при более низкой точке росы. Именно по этой причине в реальных условиях для достижения максимальной концентрации углерода требуется или более высокое содержание графита в смеси, или более высокая влажность атмосферы, чем показано на равновесной кривой.

Если после спекания содержание углерода в стали составляет ~ 0,80%, то термообработку ведут, нагревая спеченное изделие до температуры 845°С в печи с эндотермической атмосферой, имеющей точку росы 1,7°С, с последующей закалкой в масло.

В зависимости от требуемых свойств могут проводиться и другие виды термообработки, например отпуск.

Цементация

В тех случаях, когда по каким-либо причинам нежелательно вводить графит в шихту для спекания, когда невозможно контролировать углеродный потенциал атмосферы во время спекания или когда карбидизироваться должен только поверхностный слой детали, углерод вводится во время термообработки. Это достигается газовой цементацией или нитроцементацией, но не методом солевой ванны: из-за пористости металлокерамических стальных изделий солевая ванна не может быть использована, так как соль, проникающая в поры, вызывает коррозию изделия.

Оборудование, наиболее часто применяемое для цементации или нитроцементации и закалки металлокерамических изделий — это автоматически регулируемая печь камерного типа, схематически показанная на рис. 3. Эта печь имеет нагревательную камеру, источниками тепла в которой служат радиационные трубчатые секции, нагреваемые газовым пламенем; камера снабжена феном, обеспечивающим циркуляцию цементирующего газа. Расположение закалочной камеры позволяет производить закалку изделий в масло без контакта с воздухом. Закалочная камера оборудована мешалкой для перемешивания масла, что создает для изделий одинаковые условия закалки. Кроме того, закалочная система предусматривает регулировку нагрева и охлаждения масла, чтобы гарантировать контроль твердости и предотвратить растрескивание изделий. Закалочная камера действует и как продувочная камера, вытесняя воздух из садки изделий (иначе воздух будет загрязнять атмосферу печи). Садка обычно загружается и выгружается из печи при помощи электропривода

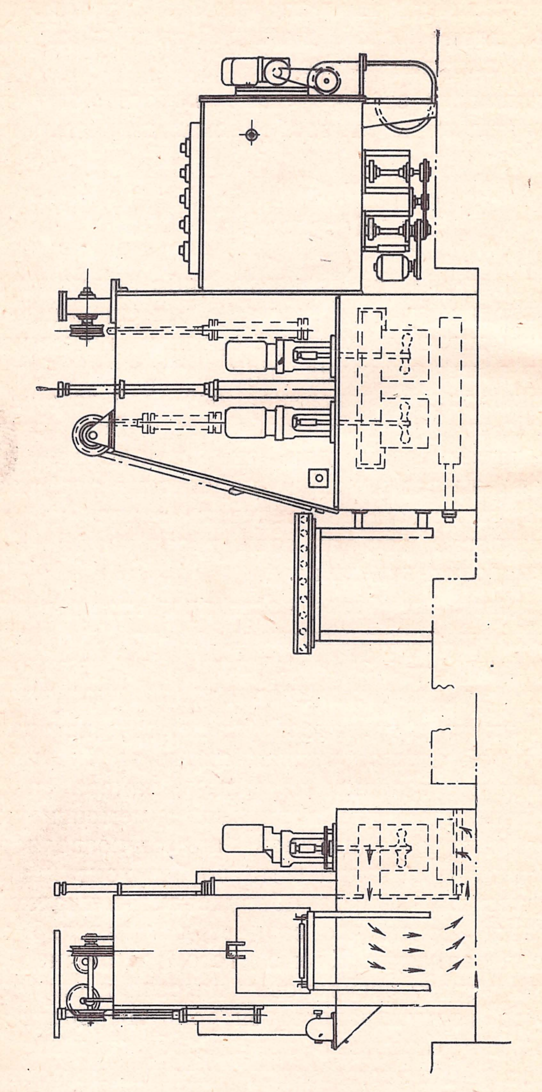


Рис. 3. Схема печи для цементации и нитроцементации порошковых изделий

и полный цикл, включая закалку, может осуществляться автоматически.

Для цементации и термообработки изделий из металлических порошков могут также применяться печи непрерывного действия с вибрирующим подом или с толкателем.

Печная атмосфера эндотермического типа генерируется в тщательно контролируемых газовых генераторах путем крекинга смеси природного газа с воздухом до образования газа состава $N_2+40\%\ H_2+20\%\ CO+$ $+0,2\%\ CO_2+0,5\%\ CH_4$ с точкой росы, лежащей в пределах примерно от —3,89 до —1,11°С. Этот газ обогащается природным газом, чтобы в камере печи обеспечить углеродный потенциал, необходимый для цементации изделий. Количество природного газа в смеси зависит от величины поверхности садки и температуры печи.

Для нитроцементации железных изделий в атмосферу добавляют аммиак. Аммиак, диссоциируя, азотирует железо, что увеличивает закаливаемость изделий и обеспечивает равномерную твердость поверхностного слоя. При повышенном содержании азота образуется нитрид железа, который увеличивает износоустойчивость железных изделий. Содержание различных газовых компонентов в атмосфере печи, определяющее углеродный потенциал атмосферы, должно тщательно контролироваться, так как от этого зависит получение изделий с достаточной твердостью и износоустойчивостью, хорошей поверхностью и точными размерами.

Важнейшей проблемой, решение которой необходимо для проведения качественной термообработки металлокерамических изделий, является установление зависимости между пористой структурой изделий и их реакцией на термообработку. Методы контроля атмосферы, режимы термообработки, применяемые для изделий из литой и обработанной давлением стали, могут оказаться непригодными для металлокерамических стальных изделий. Существенную роль здесь играет разница в плотности и во влиянии плотности на процесс цементации.

Изделия из железных порошков могут иметь различную плотность: от 5,8 *г/см*³ до приближающейся к теоретической плотности 7,86 *г/см*³. Принята следующая

классификация металлокерамических стальных материалов по плотности, *г/см³*:

Материалы низкой плотности	5,8—6,2
Материалы средней плотности	6,3—6,6
Материалы высокой плотности	6,7—7,0

При двухкратном прессовании интервалы плотности несколько сдвигаются, *г/см³*:

Материалы низкой плотности	6,3—6,6
Материалы средней плотности	6,8—7,0
Материалы высокой плотности	От 7,1 и выше

Вследствие пористого строения железных изделий, полученных методом порошковой металлургии, диффузия углерода во внутренние объемы этих изделий протекает значительно быстрее, так как цементационный газ проходит через поры и контактная поверхность между газовой и твердой фазами сильно возрастает. При цементации литой компактной стали насыщение углеродом из газовой фазы происходит только в поверхностном слое изделия. Благодаря высокой плотности материала углерод диффундирует вглубь со сравнительно малой скоростью. Этот процесс описывается формулой

$$\delta = K\sqrt{t},$$

где δ — глубина науглероженного слоя;

k — константа, зависящая от температуры и величины углеродного потенциала;

t — время карбидизации на данную глубину.

Единственным способом интенсификации диффузии и увеличения глубины науглероженного слоя в изделиях из компактной стали является повышение константы K за счет роста углеродного потенциала и температуры. Таким образом, промышленная технология цементации компактных изделий применяет атмосферы с предельным углеродным потенциалом и высокие температуры (до 954°C).

Режимы, которые используются для цементации компактных стальных заготовок, могут быть совершенно неприемлемы для заготовок металлокерамических.

На рис. 4 показана структура металлокерамической железной втулки плотностью 6,4 *г/см³*, цементирован-

ной при заданных контролируемых условиях, и для сравнения — структура той же детали, цементированной в неконтролируемых условиях. В первом случае видна однородная мартенситная структура, во втором — крупные карбидные включения по всему полю.

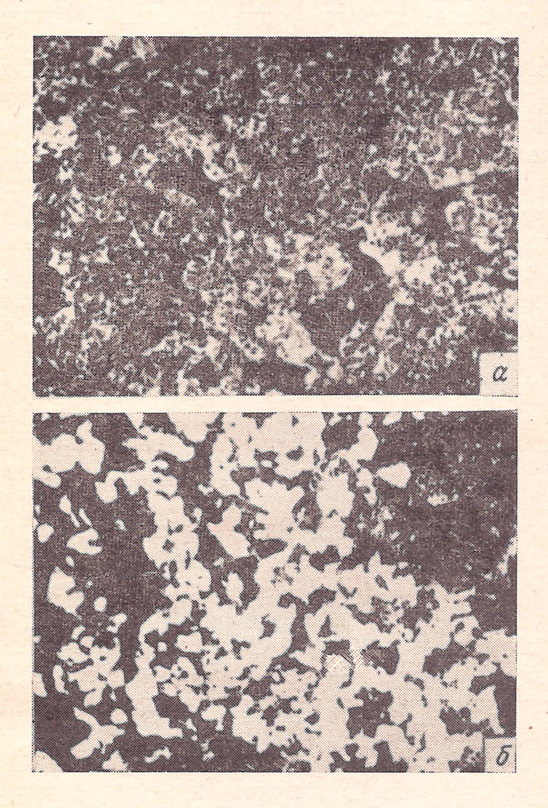


Рис. 4. Структура спеченной железной втулки, цементированной при контролируемых (*а*) и неконтролируемых (*б*) условиях; ×250

Карбидные включения не только приводят к сохранению остаточного аустенита в структуре, что снижает твердость изделия, но также затрудняют контроль размера детали.

Для выяснения параметров, определяющих содержание углерода, твердость, сопротивление износу, размеры и качество поверхности детали, было предпринято

детальное изучение режимов термообработки железных металлокерамических изделий с различной плотностью.

Ниже приводятся результаты этой работы.

Параметры режима цементации и свойства изделий после термообработки

Углеродный потенциал атмосферы печи. Одним из важнейших параметров, который необходимо контролировать при цементации и нитроцементации, является углеродный потенциал печной атмосферы. Углеродный потенциал в атмосфере не только определяет процентное содрежание углерода в изделии, но и косвенно влияет на изменение размеров, твердость и качество поверхности изделия. Как ранее указывалось, оптимальный уровень содержания углерода и в металлокерамическом, и в компактном стальном изделии составляет от 0,8 до 0,9%. Содержание углерода свыше 0,9% способствует сохранению остаточного аустенита, что снижает твердость изделия. Содержание углерода менее 0,8% вызывает снижение твердости и износоустойчивости вследствие слабой закаливаемости такого материала.

Изменение углеродного потенциала, необходимого для достижения в готовом изделии содержания углерода, соответствующего заэвтектоидному уровню в зависимости от температуры термообработки, показано выше на рис. 2. Изучение процессов цементации и нитроцементации с последующей закалкой при различных температурах показало, что температура 850°С дает оптимальные значения всех характеристик материала. Как цементация или нитроцементация, так и закалка могут проводиться при этой температуре. Высокая скорость диффузии углерода в металлокерамическом материале позволяет проводить все операции термообработки при меньшей температуре в печи, чем это требуется при цементации компактных изделий.

Вместе с тем, более высокие температуры существенно затруднили бы контроль углеродного потенциала, размеры и твердость изделия.

Если углерод вводится в виде графита в шихту, а спекание изделия производится в атмосфере с соответствующим углеродным потенциалом, то термообработка заключается в нагреве изделия до 850°С в эндотермиче-

ской атмосфере с точкой росы примерно от —1,11 до 1,67°С, в соответствии с кривыми равновесия, представленными на рис. 2. По этим кривым можно рассчитать углеродный потенциал, необходимый для предотвращения обезуглероживания при заданном содержании углерода в материале.

Если же термообработке подвергается изделие, содержащее недостаточное количество углерода, эндотермическую атмосферу печи обогащают углеродом, добавляя углеводородный газ, например природный газ или пропан. При расщеплении природного газа на поверхности изделия высаживается активный углерод, который при температуре цементации диффундирует в железо.

Количество природного газа, вводимого в печь, зависит от величины поверхности изделий, подлежащей цементации, и от качества герметизации внутреннего объема печи. Если точка росы эндотермического газа поддерживается на уровне —1,11°С, то количество природного газа, добавляемого в печное пространство, составляет примерно 4%. Например, если для данного размера печи расход эндотермического газа составляет 12 $м^3/ч$, точка росы атмосферы в печи лежит в пределах от —1,11 до 1,67°С, а температура нагрева равна 857°С, то чтобы получить в готовом изделии содержание углерода 0,85%, необходимо вводить в печь примерно 0,5 $м^3/ч$ природного газа.

Если для регулирования углеродного потенциала применить двуокись углерода CO_2, то эквивалентная величина составит 0,28—0,32% CO_2.

Для контроля углеродного потенциала необходимо измерение точки росы или определение содержания двуокиси углерода в пробе газа из горячей печной камеры. Отбор пробы газа осуществляется через пробоотборную трубку, изготовленную из инконеля, которая через огнеупорную стенку сообщается с рабочим пространством печи. Тщательный контроль атмосферы печи обязателен, так как расход природного газа приходится корректировать в зависимости от величины поверхности, подлежащей обработке, влажности генераторного газа и герметичности камеры в печи.

Если печь не оборудована автоматическим регулятором концентрации углерода, тогда для контроля угле-

родного потенциала обычно применяется прибор для измерения точки росы. Точку росы следует замерять в процессе цементации, после загрузки изделий в печь; с введением углеводородного газа точка росы должна лежать в пределах от —1,11 до 1,67°С.

Автоматический прибор для регулировки углеродного потенциала является идеальным средством полного контроля атмосферы печи. На рис. 5 рядом с печью для термообработки показан многоточечный инфракрасный регулятор углеродного потенциала, установленный в исследовательской лаборатории фирмы Lindberg. Этот прибор контролирует и записывает углеродный потенциал атмосферы в печи для цементации, в генераторе эндотермического газа для цементирующей печи, в печи для спекания изделий и в генераторе эндотермического газа для печи спекания.

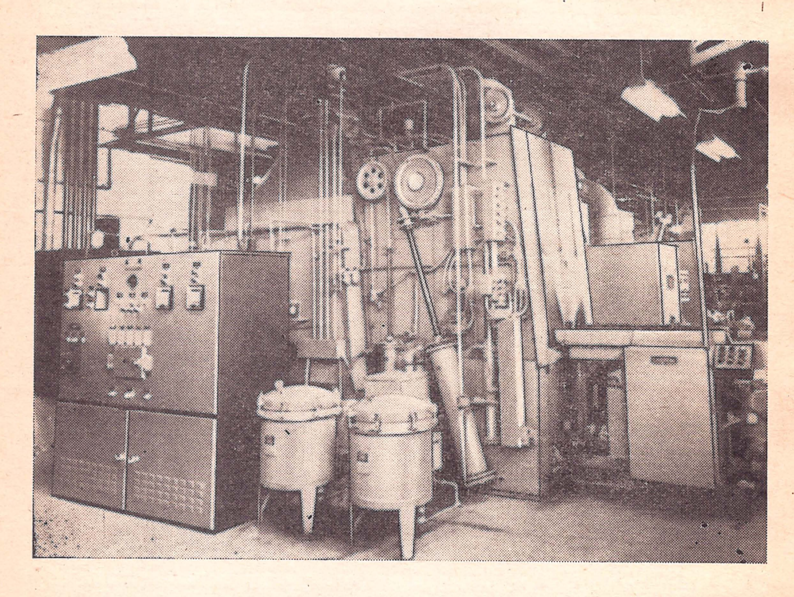


Рис. 5. Установка для цементации, нитроцементации и термообработки с четырехточечным регулятором углеродного потенциала, контролирующим атмосферу в печи для термообработки, в печи для спекания (на заднем плане) и в двух генераторах эндотермического газа

В промышленности часто применяют аналогичные трехточечные приборы, контролирующие атмосферу в печи спекания, в печи нитроцементации и в эндотерми-

ческом газовом генераторе, питающем обе печи. Контроль углеродного потенциала является одним из важнейших факторов для создания оптимальных условий процесса цементации и нитроцементации, поэтому все новые установки оборудуются автоматическими регуляторами углеродного потенциала.

Контроль размеров изделия. Чтобы регулировать изменение размеров изделия во время термообработки, необходимо строго контролировать все переменные параметры с самого начала технологического цикла. Часто для того, чтобы получить размеры изделия после спекания в пределах установленных допусков, в зависимости от таких факторов, как дисперсность порошка, состав смеси, плотность заготовки и концентрация углерода, меняют температуру и время спекания. Такая нестабильность параметров спекания приведет к нестабильности плотности изделий от партии к партии, что создаст затруднительное положение при выборе режима термообработки, который обеспечил бы постоянство размеров конечных изделий.

Полагая, что и плотность, и размеры изделий при спекании контролируются надлежащим образом, рассмотрим условия, которые необходимы для поддержания заданных размеров изделия в пределах допусков при цементации.

Прежде всего это контроль углеродного потенциала, что обеспечивает постоянное оптимальное содержание углерода в детали, и, следовательно, постоянное изменение размеров после закалки.

Вторым важным фактором является температура термообработки, которую следует поддерживать в пределах 815—870°С (как указывалось выше, оптимальная со всех точек зрения температура — 850°С).

Изделия, подвергаемые термообработке, должны загружаться в сетки равномерно, чтобы обеспечить равномерную циркуляцию печной атмосферы и закалочного масла. Закалочная ванна конструируется так, чтобы масло могло циркулировать через садку с большой скоростью; это, как показано на рис. 3, обеспечивается с помощью масляного насоса. Наиболее сильно влияет на искажение размеров неодинаковость условий закалки, поэтому при закалке изделий необходим автоматический контроль за температурой закалочной среды.

Ряд опытов по определению влияния температуры масляной ванны (в пределах от 50 до 210°C) на стабильность размеров термообработанных изделий показал, что оптимальная температура масляной ванны — 135°C. При температуре масляной ванны ниже 121°C обеспечить контроль изменения размеров изделия невозможно; при температуре масляной ванны выше 150°C наблюдается тенденция к уменьшению твердости.

Твердость закаленных изделий. Основным параметром, определяющим твердость изделия, является углеродный потенциал атмосферы печи. Для получения максимальной твердости содержание углерода в изделии должно быть порядка 0,85%. Чтобы увеличить закаливаемость, железные металлокерамические изделия во время термообработки азотируют, вводя в атмосферу печи безводный аммиак. При образовании нитридов резко увеличивается износоустойчивость деталей. Из-за высокой пористости металлокерамических изделий расход аммиака при азотировании их значительно меньше, чем при азотировании компактных материалов. Вполне достаточно введения в эндотермическую атмосферу печи 2% аммиака. Введение в атмосферу печи свыше 5% аммиака приводит к образованию в материале аустенитной структуры вследствие быстрой диффузии азота. Твердость изделия с аустенитной структурой ниже, чем у изделия с мартенситной структурой, и, кроме того, затруднен контроль размеров изделия. Изделия с плотностью не ниже 7,1 *г/см*^{3}, подвергнутые цементации, имеют науглероженный на определенную глубину наружный слой, обладающий высокой твердостью, и малоуглеродистую пластичную сердцевину с высоким сопротивлением удару. Изделия такого типа применяются там, где необходима максимальная износоустойчивость в сочетании с вязкостью, причем такой операции, как отпуск после термообработки, обычно не требуется.

Изделия, цементированные по всему сечению, для увеличения вязкости подвергают отпуску. Структура такого изделия состоит из цементита и мартенсита, что обеспечивает высокий предел прочности при растяжении, но низкие показатели пластичности. Для получения оптимального сочетания высоких прочностных и пластических свойств изделия подвергаются отпуску при температурах от 200 до 570°C в зависимости от требуемых свойств и условий эксплуатации изделий.

Качество поверхности изделий. Внешний вид изделий, подвергнутых термообработке, должен быть таким же и непосредственно после операции спекания. Это достигается контролем различных факторов.

Прежде всего печь для термообработки изделий и закалочная ванна работают с защитной атмосферой, чтобы предотвратить контакт изделий с воздухом во время нагрева.

Садку следует нагревать до температуры цементации в эндотермической атмосфере и лишь после нагрева вводить углеводород или аммиак. Это можно осуществить автоматически дополнительным контактом на пирометре: по достижении температуры цементации от пирометра подается сигнал на магнитный клапан линии подвода природного газа и аммиака. Нагрев в чистой эндотермической атмосфере позволяет получить более однородный цементированный слой во всех изделиях. Аммиак обычно вводится в минимальных количествах, так как этот газ травит поверхность железных изделий. В печах непрерывного действия газ, обогащенный углеводородом или аммиаком, должен подаваться от заднего горячего торца печи, а не от переднего холодного торца.

Перед загрузкой в горячую печь изделия обезжириваются. Изделия непосредственно после спекания всегда имеют сухую и свободную от масла поверхность, изделия же после механической обработки обычно имеют на поверхности масляную пленку. При загрузке в печь для цементации загрязненных изделий под влиянием высокой температуры масло разлагается с образованием углеродного осадка на поверхности изделия.

Проблема удаления масла с металлокерамических изделий достаточно сложна. Очистка этих изделий на обычных моющих или обезжиривающих машинах ничего не дает; больше того, такая обработка вносит в изделия дополнительные загрязнения. Наилучшим способом очистки изделий служит выжигание масла, когда изделие помещается в специальную печь с температурой рабочего пространства 230°С. При этой температуре происходит сгорание масла и поверхность получается обезжиренной. Можно использовать отжиговую газовую печь, оборудованную вытяжным вентилятором, чтобы предохранить помещение от наполнения дымом. Предварительному отжигу для удаления масла желательно подвергать все металлокерамические изделия, подлежа-

щие термообработке при высоких температурах. Если изделие перед термообработкой не обезжирить, то при температуре термообработки пары масла удаляются с такой большой скоростью, что пламя вырывается из печи; это может вызвать пожар или взрыв.

Чтобы закалочное масло было чистым, на линии его циркуляции устанавливаются масляные фильтры. На рис. 5 виден такой фильтр для закалочного масла, расположенный позади печи.

Одним из факторов, влияющих на качество поверхности изделия, является температура закалочного масла. Оптимальная температура равна 135°С.

Если из-за отсутствия природного газа применяется пропановый или бутановый газ, то пропан должен содержать менее 5% пропилена (насыщенный углеводород). Использовать можно только *n*-бутан, но не изобутан.

Присутствие в печной атмосфере ненасыщенных углеводородов и изобутана служит причиной появления на поверхности черных осадков сажи; провести цементацию с получением блестящей чистой поверхности в этих условиях невозможно.

Термообработка металлокерамических изделий с различной плотностью

Выше были рассмотрены вопросы рационального выбора оборудования для термообработки и описаны методы контроля процесса, обеспечивающие получение оптимальных свойств в готовой продукции. Однако для того чтобы в реальных условиях получить в изделии заданную поверхностную твердость, концентрацию углерода и глубину цементированного слоя, должны быть приняты во внимание не только упомянутые факторы, но и собственные свойства спеченного изделия. Режим термообработки, подобранный для партии изделий по твердости матрицы, микроструктуре и другим показателям, может привести к получению массового брака, если не учесть изменений плотности изделий от партии к партии и не внести соответствующие поправки в методы контроля качества продукции. Даже в изделиях одной партии всегда имеются вариации по плотности, что может явиться причиной брака, если предварительно не будет достигнута договоренность в отношении способов измерения твердости и других величин.

Для доказательства этого положения была проведена нитроцементация в одинаковых условиях спеченных из железного порошка изделий (рис. 6), обладающих различной плотностью — от 6,0 до 7,5 *г/см*³, с тем чтобы сравнить, как проходит процесс нитроцементации в каждом из них.

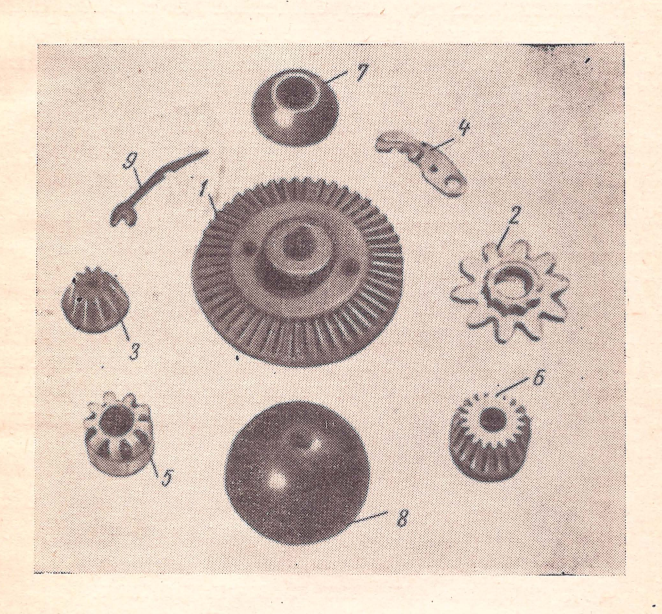


Рис. 6. Изделия из спеченного железного порошка с различной плотностью:

1 — коническая шестерня; *2* — ведущая часовая шестерня; *3* — малая шестерня; *4* — собачка; *5* и *6* — зубчатые колеса; *7* и *8* — колпачки; *9* — чека

Кроме того, было обработано несколько изделий с переменной плотностью. Наибольший интерес представляют изделия *1—4* на рис. 6: коническая шестерня с переменной плотностью от 6,2 до 6,4 *г/см*³, ведущая часовая шестерня с плотностью 7,4—7,5 *г/см*³, малая шестерня с плотностью 6,2 *г/см*³ и собачка с плотностью 7,5 *г/см*³. Параллельно с этими изделиями обрабатывались компактные образцы из углеродистой стали, имеющие диаметр 19,05 *мм*, толщину 6,35 *мм*.

Процесс нитроцементации проводился на стандартном оборудовании, представленном на рис. 5. В печь по-

давался защитный эндотермический газ в смеси с природным газом и безводным аммиаком. Содержание углеводорода автоматически контролировалось инфракрасным газоанализатором. Спеченные изделия (44,5 *кг* в загрузке) размещались на решетке, каждое изделие было отделено от других с тем, чтобы не допустить случайного механического повреждения. Предварительной очистки поверхности изделий не производилось.

Ниже следует описание процесса нитроцементации.

1. После продувки печи защитным газом загружают в печь садку и нагревают ее до температуры 850°C. При этой температуре изделия выдерживают в атмосфере чистого эндотермического газа в течение 5 *мин*.

2. Вводят природный газ и аммиак. Расход аммиака в течение всего цикла составляет 2% от общего расхода защитного газа.

3. Выдерживают загруженные изделия в течение 1 *ч* в этих условиях, причем содержание в атмосфере двуокиси углерода в пределах 0,28—0,38% автоматически контролируют добавлением природного газа. Средняя влажность атмосферы соответствует точке росы от —0,56 до 1,11°C, среднее содержание природного газа — около 4%.

4. По окончании выдержки садка выгружается; производится закалка в горячее масло при температуре 135°C.

5. Обработанные изделия обезжириваются.

В таблице приведены результаты измерений твердости и глубины цементированного слоя в закаленных изделиях.

Чем выше плотность изделия, тем резче выражена граница цементированного слоя. На рис. 7 показана структура границы в образце углеродистой стали и в спеченном образце плотностью 7,4—7,5 *г/см*^{3} (собачка).

Средняя глубина цементированного слоя в углеродистой стали равна 0,23—0,28 *мм*; в металлокерамическом железном образце цементация проходит более интенсивно и глубина слоя достигает 0,30—0,33 *мм*.

Распределение углерода в цементированном слое одинаково и в компактных, и в спеченных изделиях. Мартенситная микроструктура слоя представлена на рис. 8. В изделиях с низкой плотностью, в частности, в показанной на рис. 6 (*3*) малой шестерне, плотность

Твердость и глубина цементированного слоя в металлокерамических изделиях различной плотности

Изделие	Плотность после спекания г/см³	Твердость поверхности HR_A	Твердость поверхности HR_B	Твердость матрицы HR_C	Глубина цементированного слоя, мм
Стальной диск (эталон)	7,86	81—83	—	61—62	0,23—0,28
Собачка	7,4—7,5	81—82	—	56—61	0,30—0,33
Часовая шестерня	7,4—7,5	—	—	—	—
в том числе:					
ступица	—	80—82	—	58—61	0,33—0,43
зуб	—	—	120—123	54—61	Сквозная цементация
Малая шестерня	6,2	66—69	109—111	54—57	То же
Коническая шестерня	6,2—6,4	—	—	—	—
в том числе:					
ступица	—	52—56	90—92	52—56	0,25—0,38
вершина зуба	—	61—64	104—106	—	Сквозная цементация
основание зуба	—	66—69	108—111	—	0,76—0,90

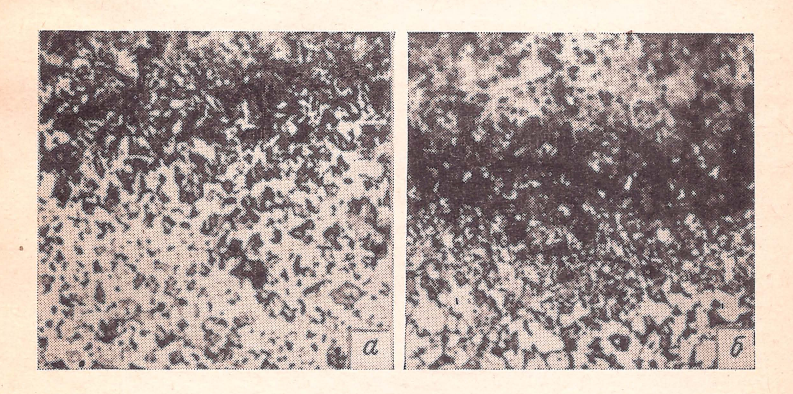


Рис. 7. Структура цементированного слоя в образце углеродистой стали (*а*) и в металлокерамическом образце плотностью 7,4 *г/см³* (*б*); ×100

которой составляет примерно 6,2 $г/см^3$, наблюдается сквозная диффузия углерода, изделие при этом приобретает полностью мартенситную структуру.

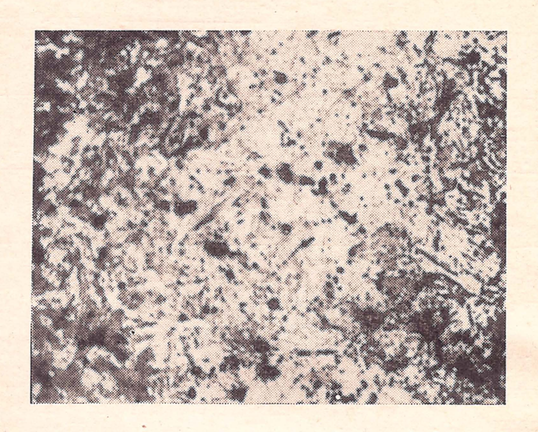


Рис. 8. Мартенситная структура цементированного слоя в металлокерамическом железном образце плотностью 7,4 $г/см^3$: ×250

При исследовании после цементации структуры часовой шестерни, которая обладает относительно высокой плотностью (порядка 7,4 $г/см^3$), была замечена неоднородность слоя вследствие разницы в плотности по изделию. На рис. 9 показано сечение зуба конической ше-

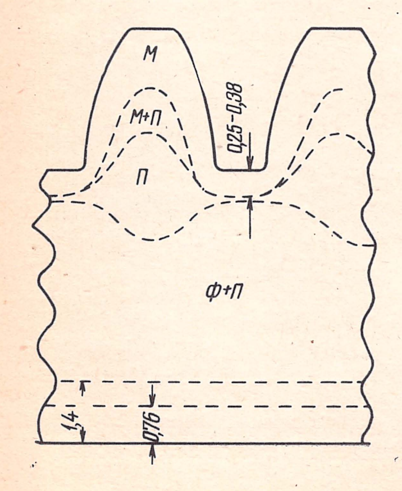


Рис. 9. Сечение зуба конической шестерни и схема диффузионных слоев после нитроцементации в течение 1 *ч* при 850° С с закалкой в масло:

М — мартенсит; *П* — перлит; *Ф* — феррит

стерни, где в соответствии с изменением плотности в объеме изделия и связанной с этим неравномерностью диффузии углерода возникает градиент твердости.

Одна из основных проблем при оценке качества металлокерамических закаленных изделий — способ определения твердости. На основании данных, приведенных в таблице, можно считать, что для плотных образцов (7,2 *г/см*³ и выше) с глубиной цементированного мартенситного слоя более 0,25 *мм* удовлетворительные по воспроизводимости результаты дает измерение твердости по шкале HR_A. Если плотность образца составляет менее 7,2 *г/см*³, точность и воспроизводимость измерений с помощью алмазного индентора заметно падают, так как возрастает влияние пористости. В этом случае измерение твердости рекомендуется производить по шкале HR_B при нагрузке 100 *кГ*. Использование в качестве индентора шарика позволяет более равномерно распределить нагрузку и до некоторой степени устраняет влияние пористости.

Для качественной оценки поверхностной твердости очень удобна проба напильником. Если напильник не оставляет на поверхности изделия заметных царапин, можно считать, что твердость на поверхности составляет не менее 58 HR_C.

В заключение следует еще раз подчеркнуть важность выбора критерия для оценки качества изделия. Правильный выбор может быть сделан лишь в том случае, если, с одной стороны, будут учтены условия эксплуатации изделия, и, с другой, — найдены наиболее рациональные способы определения свойств изделия.

Дж. Дж. Скотт
(*J. J. Scott*[1])

ВЫБОР СМАЗОК ДЛЯ САМОСМАЗЫВАЮЩИХСЯ ПОДШИПНИКОВ И ДРУГИХ ДЕТАЛЕЙ

Самосмазывающиеся подшипники и детали известны давно, однако данные о смазках для пропитки этих деталей почти не публикуются. В процессе нормальной ра-

[1] Bound Brook Bearing Corp., Bound Brook, New Jersey.

боты подшипника (если не принимать во внимание моменты пуска и остановки) почти неважно, из какого материала изготовлен подшипник или хорошо ли он спечен, но существенное значение имеет качество смазки. В реальных же условиях эксплуатации большинства двигателей наилучшим образом удовлетворяют всем требованиям бронзовые подшипники; именно при исследовании бронзовых подшипников получены все данные, приведенные в настоящей работе. Разумеется, установленные здесь зависимости в равной мере можно отнести и к другим материалам, работающим в условиях самосмазывания.

Количество смазки, вводимое в подшипник, невелико; тем более важно, чтобы смазка была устойчивой и имела хорошую смазывающую способность.

Предполагается, что смазка при работе сохраняет жидкотекучесть, не разлагается, не загустевает и не затвердевает.

Вязкость различных смазок

Характеристики трех сортов смазки, которые уже в течение многих лет находят применение в разнообразных установках, представлены в таблице.

Характеристики смазочных масел различных сортов

Сорт	Характеристика вязкости по Сейболту, *сек*, при		Относительная вязкость	Точка текучести, °C	Устойчивость против окисления*, *ч*
	40°C	100°C			
Легкое	150	44	112	—12	3000
Среднее	300	54	110	—11	3000
Тяжелое	750	79	102	—9	2000

* При 100°C в присутствии металлического катализатора.

Для самосмазывающихся подшипников следует рекомендовать масло с высокой относительной вязкостью, так как это является показателем его способности сопротивляться разжижению с повышением температуры. За максимальную величину относительной вязкости

долгое время принималась цифра 100, однако сейчас благодаря применению специальных добавок эта величина превышена.

Стандартными испытаниями масел ASTMD обычно предусматривается определение стабильности свойств масла в течение длительного времени.

Ниже эти испытания будут описаны более детально.

Точки текучести этих смазок не очень низки (около —10°C), но для спеченных материалов этот фактор не имеет существенного значения, так как подшипники этого типа полностью реабсорбируют смазку во время остановок, что предотвращает образование на поверхности трения толстой пленки масла, которая может вызывать определенные трудности при пуске.

Легкие масла с малой вязкостью применяют в устройствах с малой величиной крутящего момента, например в усилителях блоковой мощности, или в установках, работающих при низких температурах.

Масло со средней вязкостью (300 *сек* по Сейболту) — это смазка общего назначения, пригодная к применению в самых разнообразных условиях.

В условиях высоких нагрузок, например в подшипниках низкоскоростных или вибрирующих валов, где требуется обильная смазка, на поверхности трения применяют тяжелое масло с высокой вязкостью (750 *сек* по Сейболту).

Разумеется, встречается целый ряд случаев, требующих применения смазок иных марок. Так, в авиационных подшипниках с малым крутящим моментом используются легкие синтетические масла; в тяжелонагруженных трущихся парах используется специальное тяжелое шестеренное масло.

Испытания качества смазок

Для оценки качества подшипниковых смазок существует два вида квалификационных испытаний. Первое проводится в течение 8 *ч* на установке, представленной на рис. 1, при $PV = 25000$. Подшипник с номинальными размерами 19×25,4×44,45 *мм* имеет поверхность трения 645 *мм*^{2}; скорость вращения вала составляет 150 *м/мин*.

Испытуемая группа подшипников строго контролируется по проницаемости.

Смазка вводится в подшипник вакуумной пропиткой, после пропитки определяется точное объемное содержание масла. Измеряется диаметр вала и подшипника в сборке. Температура на наружной поверхности подшипника определяется в процессе испытания с помощью термопары. Термопара соединяется с самопишущим потенциометром. Анализ температурных кривых позволил сделать определенные выводы относительно прочности смазочной пленки.

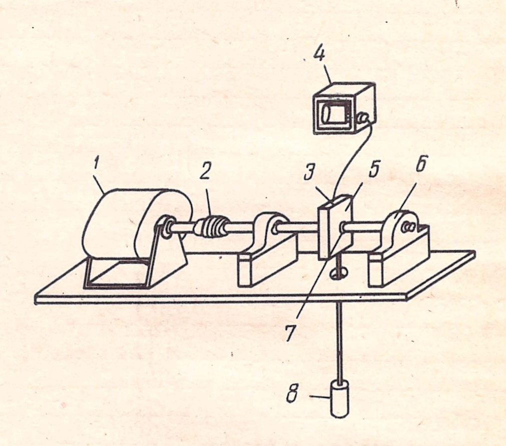


Рис. 1. Установка для оценки качества подшипниковых смазок:

1 — двигатель; *2* — муфта; *3* — термопара; *4* — потенциометр; *5* — щит подшипника; *6* — блок упорного подшипника; *7* — подшипник с испытуемой смазкой; *8* — нагрузка

После первоначальной обкатки, которая продолжается в течение 1 *ч*, температура стабилизируется, что выражается на графике прямой линией.

Типичная потенциометрическая кривая представлена на рис. 2. В опытах была установлена непосредственная корреляция между температурной кривой и коэффициентом трения.

При плотности пропитанного маслом подшипника 6,6 *г/см*^{3} и в отсутствие избытка смазки подшипник всегда работает в условиях тонкой пленки, так что прочность смазочной пленки чрезвычайно важна.

На рис. 3 представлено схематически взаимодействие между подшипником и валом. При вращении вала в

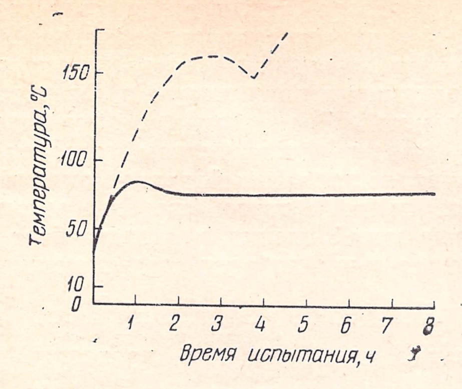


Рис. 2. Температурная кривая при испытании подшипника, пропитанного турбинным маслом; пунктиром показана аналогичная кривая для подшипника, пропитанного смазкой низкого качества

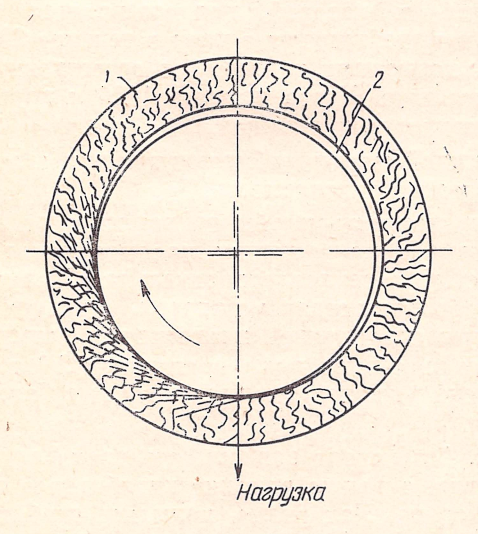


Рис. 3. Схема взаимодействия подшипника и вала:

1 — подшипник; *2* — смазочная пленка

подшипнике в зазоре между ними создается масляная пленка, т. е. возникает гидродинамическое смазывание. В зоне действия нагрузки масло из пленки вытесняется в поры подшипника и циркулирует в поверхностном слое металлокерамики. Это явление, с одной стороны, предохраняет поры в поверхностном слое от закупорки, т. е. обеспечивает постоянный приток смазки к трущимся поверхностям, но, с другой стороны, вызывает разрушение смазывающей пленки, что заставляет вводить в смазку специальные добавки, повышающие прочность пленки.

Каждая смазка и все применяемые для их приготовления нефтяные масла должны проходить это испытание.

В процессе второго испытания, которое не менее важно, чем первое, проверяется стабильность смазки при повышенной температуре. Это испытание длится 3000 *ч* при 100°С; считается, что подшипник при этом оказывает каталитическое действие на реакцию загустевания. В стакан емкостью 150 *мл* заливают 110 *мл* смазки и погружают в качестве катализатора 75 малых подшипников размером 4,8×6,35×9,6 *мм*. Стакан ставят в печь, температура в которой поддерживается на уровне 100±2°С, и выдерживают в печи в течение 3000 *ч*. Для ускорения испытания используют естественную воздушную циркуляцию. Через каждые 1000 *ч* проверяют состояние смазки и подшипников.

От каждой смазки отбирают три пробы и титрованием определяют их кислотность.

Если кислотность пробы отклоняется от нейтрального значения pH на величину, превышающую 0,2, считается, что смазка неудовлетворительна. Следует помнить, что для большинства установок предусматриваемое стандартами отклонение кислотности смазочных масел от нейтрального значения составляет 2,0 pH — отсюда видно, насколько жестче предлагаемые здесь условия испытания.

На рис. 4 показана зависимость срока службы масла от окисления, а также влияние ингибиторов на увеличение этого срока. Как видно, наименее стабильно нафтеновое масло; парафиновая смазка имеет гораздо большую естественную стабильность, но и она далеко не полностью отвечает предъявляемым требованиям.

Для повышения стабильности в смазки обычно вводят органические ингибиторы или металлические деактивирующие вещества (от 0,25 до 1,0%). Эффективность этих присадок неодинакова. Некоторые из них при 100°С почти полностью предупреждают окисление в течение 1500 *ч*, а затем теряют свою эффективность; при введении других начальная скорость окисления несколько выше, но влияние их сохраняется на более длительный период. Кроме того, срок службы смазок зависит непосредственно от температуры; при 100°С срок службы достигает 3000—4000 *ч*, но по мере повышения температуры снижается и при 130°С составляет не более 1000 *ч*. Это заставляет проводить исследования по разработке эффективных ингибиторов для естественных масел и различных синтетических смазок, пригодных для высоких температур.

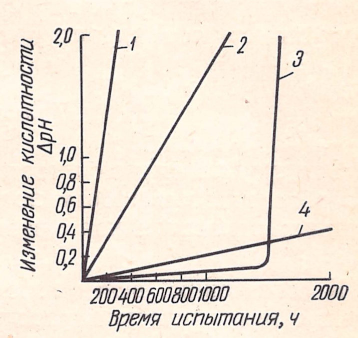


Рис. 4. Окисление смазочных масел при 100° С:

1 — нафтеновое масло с низкой вязкостью; *2* — парафиновое масло с высокой вязкостью; *3* — то же, с малыми добавками ингибитора; *4* — то же, с оптимальным содержанием ингибитора

Синтетические смазки

Разработка синтетических смазок ведется весьма интенсивно, однако результаты, полученные при использовании этих смазок в самосмазывающихся подшипниках, пока незначительны.

Синтетические смазки имеют ряд положительных свойств, в частности высокую относительную вязкость и устойчивость к окислению, но ни одна из них не обладает всем комплексом необходимых свойств.

Силиконовые масла

Силиконы — это довольно большая группа смазочных материалов, имеющих высокую устойчивость к окислению и стабильную вязкость, но очень низкие смазываю-

щие свойства. Стандартные испытания показывают полное отсутствие у них способности к смачиванию вала и низкую прочность пленки.

Применение силиконов возможно только в двигателях с незначительной нагрузкой, в тех случаях, где требуется продолжительный срок службы смазки при довольно высоких температурах.

Полигликоли

Эта группа смазок имеет высокую прочность пленки, что обеспечивает работу подшипников при высоких нагрузках; относительная вязкость полигликолей 140—150.

К сожалению, вследствие сублимации смазки в контакте с металлическим катализатором устойчивость против окисления у смазок этой группы чрезвычайно мала. Введение обычных ингибиторов не устраняет этого дефекта.

Силикон — гликолевые смеси

Комбинированные смазки этого типа обладают положительными качествами, свойственными каждому из компонентов: высокой устойчивостью против окисления силиконов и прочностью смазочной пленки гликолей. Однако некоторые испытания показывают, что введение в силикон гликоля не только придает высокую прочность пленке, но и вызывает нежелательную сублимацию смазки.

Синтетические масла на основе диэфиров

Эти смазки находят широкое применение в самосмазывающихся подшипниках, большее, чем любые другие синтетические вещества. Ведутся большие работы по повышению их устойчивости против окисления и однородности. Так как существуют данные, доказывающие возможность полимеризации диэфиров, степень которой зависит от температуры и времени, пригодность диэфировых смазок к длительной эксплуатации требует дополнительных подтверждений.

Полиэфиры

Считают, что смазки на основе полиэфиров пригодны для эксплуатации в широком интервале температур, однако для безусловной рекомендации этих смазок достаточных данных еще нет.

Фторкарбонаты и хлоркарбонаты

Недостаточная стабильность этих материалов не позволяет предлагать их в качестве пропитки для самосмазывающихся подшипников.

Методы пропитки

Существуют два стандартных метода пропитки самосмазывающихся подшипников смазочными маслами.

1. Образец погружают в масло при комнатной температуре; сосуд с маслом откачивают до давления ~50 *мм рт. ст.* и в течение 30 *мин* выдерживают образец в масле при этом давлении; затем поднимают давление до атмосферного и выдерживают образец в масле в этих условиях в течение 10 *мин*.

2. Образец погружается в масло с вязкостью по Сейболту при 40°С примерно 200 *сек* и выдерживается минимум 4 *ч* при температуре 80±15°С, а затем охлаждается погружением в масло комнатной температуры.

Обычно предпочитают вакуумный метод пропитки, особенно если плотность образца выше 6,8 *г/см*³. Для деталей же с плотностью порядка 6,6 *г/см*³ иногда применяется и пропитка погружением. На рис. 5 показаны результаты пропитки подшипников с такой плотностью обоими методами. Очевидно, что в тех случаях, когда у потребителя отсутствует вакуумная аппаратура, в качестве паллиативного метода можно рекомендовать и пропитку погружением. Однако кривые, представленные на рис. 5, свидетельствуют о необходимости введения в режимы пропитки погружением существенных поправок, учитывающих геометрию пропитываемой детали. После выдержки в масле в продолжение 4 *ч* только тонкостенный подшипник (с толщиной стенки 1,6 *мм*) пропитывается смазкой в достаточной степени (минимальное стандартное содержание смазки в подшипнике составляет по объему 18%). Подшипник с толщиной стенки 3,2 *мм*

пропитывается до уровня несколько ниже минимально допустимого, а в тяжелых сферических подшипниках после четырехчасовой пропитки содержание масла составляет всего 12,6%.

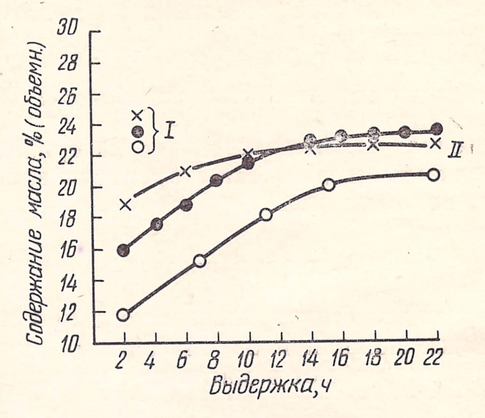


Рис. 5. Вакуумная пропитка (*I*) и пропитка погружением (*II*) подшипников со средней плотностью 6,6 *г/см*³ в турбинном масле:

× — тонкостенный подшипник (толщина стенки 1,6 *мм*); ● — подшипник с толщиной стенки 3,2 *мм;* ○ — сферический подшипник радиусом 4,0 *мм.* (Стандартный минимум объемного содержания смазки в подшипнике 18%)

Метод вакуумной обработки более совершенен; вакуумный цикл продолжительностью 30 *мин* обеспечивает 100%-ную пропитку подшипника. Такая полнота пропитки методом погружения возможна лишь при выдержке в течение 12 *ч*, а для толстостенных подшипников — и еще большей выдержке.

Пропитка погружением имеет и другой существенный недостаток — это высокая температура процесса. Как указывалось при описании испытаний по сопротивлению смазок окислению, повышение температуры отрицательно сказывается на свойствах смазок и выдержка в течение длительного времени при 80°С в присутствии металлического катализатора может привести к разложению масла вследствие потерь ингибиторов (наиболее распространенные ингибиторы — фенолы — при 80°С быстро испаряются). Добавки, улучшающие вяз-

кость, и клейкие добавки при температуре пропитки теряют свои положительные свойства и более того начинают оказывать отрицательное влияние на качество смазки.

Преимущества вакуумной пропитки настолько несомненны, что пропитка погружением должна использоваться лишь в крайних случаях, т. е. в случае выхода из строя установки вакуумной пропитки.

Применять вакуумную обработку с последующим увеличением давления не целесообразно, так как вакуумный метод обеспечивает полное заполнение смазкой всех взаимосвязанных пор.

Дополнительная смазка

Если подшипник работает в условиях больших нагрузок, в высокоскоростных двигателях, требующих длительного срока службы подшипника, то в процессе эксплуатации установки на поверхность трения подается дополнительная смазка. На рис. 6 показана конструкция, где схема подачи дополнительной смазки выполнена в одном из наиболее удачных вариантов. Подшипник окружен смазочным фитилем. Наиболее распространенным материалом для фитиля служит шерстяной войлок. Хорошо отбеленный войлок позволяет с успехом применять в качестве смазки животный жир, причем особенно рекомендуется применять такие сорта войлока, которые хорошо впитывают и сохраняют масло.

Пригодным материалом для фитиля является целлюлоза в виде прессованной прокладки.

Для пропитки войлочных и целлюлозных прокладок следует применять ту же смазку, которой пропитан подшипник.

При питании через стенки не следует применять твердые смазки. Дело в том, что капиллярные отверстия в стенках по-существу являются фильтрами, задерживающими различные примеси из твердых смазок, что в конце концов приводит к засорению капилляров; подшипник при этом перестает быть самосмазывающимся.

Как упоминалось ранее, существует проблема смазки для повышенных температур; когда же такая смазка подобрана, необходимо найти способ сохранить смазку в виде суспензии, пригодной для дополнительных сис-

тем. Войлок и целлюлоза при высоких температурах быстро теряют свои ценные характеристики, поэтому приходится обращаться к синтетическим материалам таким, как ацетаты и полиэфиры; эти вещества, однако, следует применять осторожно, так как они могут при взаимодействии с синтетическими смазками и добавками типа минеральных масел дать нежелательный эффект.

Если подшипник пропитан смазкой настолько, что является по существу резервуаром с замкнутой системой, то дополнительной смазки не требуется. Если требуется дополнительная смазка, то должна быть предусмотрена специальная конструкция, обеспечивающая

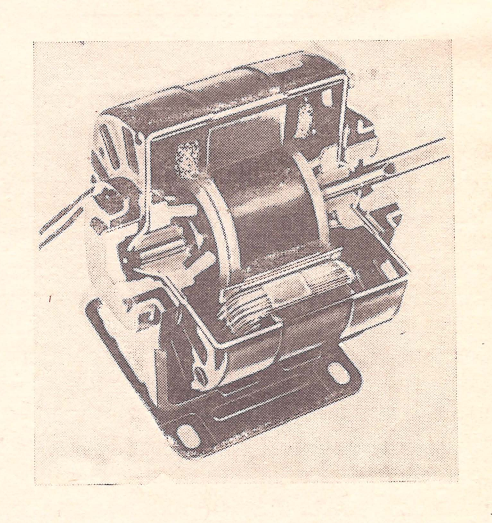


Рис. 6. Двигатель с подачей дополнительной смазки к подшипнику

удержание смазки в системе, так как в процессе работы подшипника смазка часто просачивается к поверхности трения в избыточных количествах и вытекает из системы. Чтобы предотвратить потери смазки, устанавливают маслоотражательные кольца, системы возвращения смазки и смазочные фитили, которые создают контролируемую непрерывную циркуляцию смазки во время работы.

Только при полном соблюдении всех этих требований и условий можно обеспечить нормальную работу самосмазывающихся металлокерамических подшипников.

Н. Р. Гарднер, А. Д. Дональдсон, Ф. М. Йенс
(*N. R. Gardner, A. D. Donaldson, F. M. Yans*[1])

ЭКСТРУЗИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Развивающаяся техника вызывает появление новых металлокерамических материалов, свойства которых удовлетворяют самому широкому и многообразному кругу требований. Однако и с технической, и с экономической точки зрения применение нового материала будет целесообразно лишь в том случае, если способ его производства будет не дороже уже известных способов обработки. В этом отношении экструзия—идеальный метод, пригодный как для выпуска опытных партий малого объема (порядка 50 *кг*), так и для тоннажного производства, привлекательный с точки зрения экономики, поскольку в процессе экструзии происходит одновременно уплотнение и деформация со степенью вытяжки за один цикл от 6 до 100 и выше. Ни один другой процесс не допускает таких степеней деформации и не создает условий уплотнения, столь благоприятных для порошков. Высокие удельные давления (до 175 $кГ/мм^2$) позволяют уточнять и деформировать порошок при температурах, значительно ниже температур спекания или горячего прессования. Высокие степени обжатия приводят к увеличению контактной поверхности частиц и к разрушению пленок окислов. Оба эти процесса способствуют образованию гомогенных сплавов за счет усиления диффузии.

Одним из главных технических преимуществ применения для получения сплавов порошковых материалов является отсутствие ограничений, связанных с совместимостью компонентов сплава в соответствии с фазовой диаграммой или с различием точек плавления компонентов. Это в конечном счете позволяет получать материалы с уникальными механическими и металлургическими свойствами.

Возможность получения материалов в виде заготовок и деформация этих заготовок до конфигураций, близких к заданному конечному размеру, является главным преимуществом процесса экструзии.

---

[1] Metalonics Corp., a Subsidiary of Kawacki Chemical Co.

Техника экструзии

Порошковый материал подвергается при экструзии механическим операциям в следующей последовательности:

1) смешивание порошков;
2) предварительное уплотнение;
3) помещение брикета в оболочку (контейнер);
4) откачка газов и герметизация;
5) нагрев и смазка наружных стенок контейнера;
6) приложение давления (уплотнение и последующая деформация материала);
7) удаление оболочки;
8) калибровка или механическая обработка.

На рис. 1 показана схематически откачка из контейнера и герметизированный контейнер. Экструзия металлических порошков позволяет достигнуть 100%-ной плотности без проведения операции спекания.

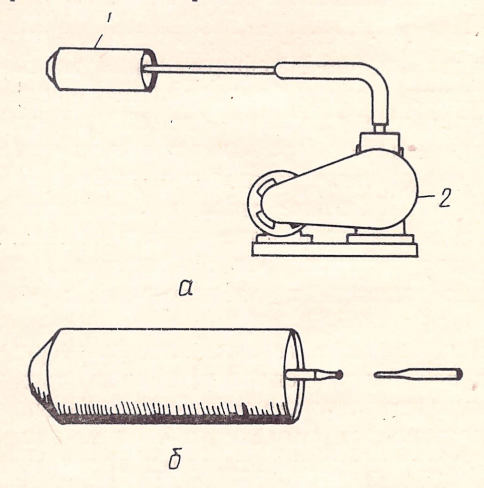


Рис. 1. Откачка контейнера с брикетом перед экструзией (*а*); герметизированный контейнер (*б*):

1 — контейнер; *2* — вакуумный насос

Структура экструдированных из порошков материалов обычно имеет характерный вид: зерна вытянуты и достаточно малы. Например, если брикет из порошка дисперсностью 200 меш, т. е. с размером частиц 74 *мкм*, подвергнуть экструзии со степенью обжатия 50:1 при

температуре ниже температуры собирательной рекристаллизации, то в экструдированном изделии диаметр зерна составляет 10 *мкм*, при длине 300 *мкм*. Бо́льшего удлинения зерен не удается достигнуть, так как процесс рекристаллизации, хотя и слабо выраженный, приводит к образованию в зернах поперечных границ. Можно отметить, что суммарная поверхность исходного порошка увеличивается при экструзии в 7 раз.

Уменьшение размеров зерен и увеличение их суммарной поверхности способствует интенсификации межзеренной диффузии, которая протекает со значительно увеличенной скоростью (в 50—100 раз быстрее). Образование свободных от окислов контактных поверхностей также активирует непосредственно взаимодействие между частицами, что обычно приводит к увеличению прочности и пластичности конечного продукта.

Экструзия предварительно уплотненных прессованием порошков практически не отличается от экструзии литых заготовок, однако в этом случае при расчете усилий, необходимых для получения заданной степени обжатия, нужно учитывать истинную плотность металлокерамического брикета. Кроме того, большое значение приобретает проблема выбора атмосферы экструзии, так как возможным становится внутреннее окисление брикета.

Для предварительного уплотнения и для проведения экструзии можно рекомендовать прессы для выдавливания и вертикальные кузнечные прессы (последние предпочтительнее, поскольку прессы для выдавливания изготавливаются в основном в горизонтальном варианте). Мощность прессов для выдавливания доходит до 12 тыс. *Т*, а кузнечных прессов — до 50 тыс. *Т*. Такое оборудование могло бы с успехом без значительных капиталовложений применяться для многотоннажного производства, которое с успехом конкурировало бы с существующим автоматизированным циклом прессования и спекания. Наличие высокопроизводительных установок для гидростатического прессования дает возможность получать заготовки лучшего качества, а также значительно больших размеров. Экономически наиболее целесообразно производить свободную засыпку порошков в контейнер пресса и затем экструдировать эти порошки через очко матрицы. Однако множество факторов дела-

ют этот метод нереальным. Прежде всего большинство порошковых материалов требует перед экструзией предварительного нагрева, что может привести к значительному окислению порошков. Если же, приняв необходимые меры защиты против окисления, все-таки осуществить нагрев порошка в контейнере пресса, это будет очень длительной и дорогой операцией, ведущей к простоям пресса, кроме того, максимальная температура нагрева при этом ограничивается температурой отпуска прессового инструмента (480°C). Наконец, возникает проблема смазки порошка, так как появляется опасность инфильтрации смазки внутрь заготовки.

Тем не менее, судя по некоторым сообщениям, экструзия порошков магния и некоторых легкоплавких припоев по данному методу практикуется.

Можно предположить, что в ближайшее время будет разработана технология, представляющая собой нечто среднее между непосредственной экструзией порошкового материала и экструзией спеченной заготовки, например экструзия порошков в оболочке, где имеется некоторая возможность предварительного горячего или холодного уплотнения. Необходимость в такой технологии объясняется, во-первых, тем, что большинство технически важных металлов требует нагрева под экструзию до температур выше 480°C; во-вторых, одновременное уплотнение и экструзия порошка во время одной операции устраняет последующую операцию спекания и тем самым уменьшает стоимость процесса.

Оболочка выполняет одновременно несколько функций. Например, она позволяет произвести вакуумирование, сушку или отжиг порошка перед экструзией. Кроме того, оболочка предохраняет порошок от контакта с атмосферой и со смазкой. Оболочка также выполняет дополнительные функции: уменьшает приварку материала к инструменту, облегчая процесс истечения металла через очко матрицы, а в случае экструзии активных материалов предохраняет их от нежелательного воздействия атмосферы на выходе из очка матрицы.

Выбор материала оболочки определяется его способностью к деформации в горячем состоянии сравнительно с обрабатываемым материалом, инертностью по отношению к экструдируемому порошку и отсутствием в нем легкоплавких фаз, легкостью удаления с поверхности

экструдированного брикета химическим или механическим способом, и, наконец, стоимостью.

Наиболее пригодными материалами для оболочек считаются магний, алюминий, сталь и молибден.

Особые трудности независимо от материала оболочки можно предвидеть при экструзии свободно насыпанных порошков с низкой насыпной плотностью. Деформация заготовки в этом случае может привести к смятию оболочки, как показано на рис. 2,*а*. Чтобы избежать смятия, прибегают к предварительному уплотнению порошковой шихты, без приложения давления к оболочке (рис. 2,*б*). Для этого применяется сложный пуансон, сконструированный так, что вначале осуществляется подпрессовка порошка (до почти полного его уплотнения), а затем давление действует равномерно и на стержень, и на оболочку.

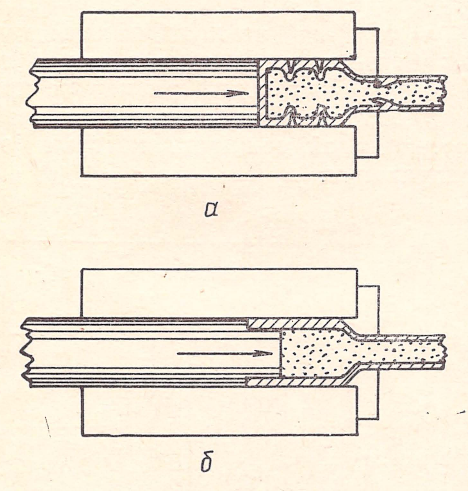


Рис. 2. Экструзия свободно насыпанного порошка в оболочке:

а — смятие оболочки при приложении давления непосредственно к оболочке; *б* — экструзия составным пуансоном с предварительным уплотнением порошка

Применение металлической оболочки облегчает экструзию относительно хрупких материалов, уменьшая уровень растягивающих напряжений, возникающих на контактной поверхности оболочка — матрица на выходе за-

готовки из пресса. Тенденция к образованию поверхностных трещин в этом случае минимальна и деформация стержня происходит в условиях почти чистого сжатия. Материал оболочки, как правило, имеет меньшее сопротивление деформации при экструзии, чем сам порошок.

Давление экструзии определяется формулой

$$F = AK \ln R,$$

где F — усилие прессования, T;

A — площадь поперечного сечения контейнера, $см^2$;

K — константа прессования, $T/см^2$;

R — степень деформации, или отношение площади поперечного сечения заготовки к площади поперечного сечения готового изделия.

Для заготовок в оболочке усилие экструзии равно

$$F = (A_о K_о + A_з K_з) \ln R.$$

Материалы, которые не подвергаются значительной холодной обработке после экструзии, могут быть выдавлены почти на окончательный размер с применением толстостенной оболочки. Такую операцию можно выполнить на прессах малой мощности, которые более экономичны в эксплуатации.

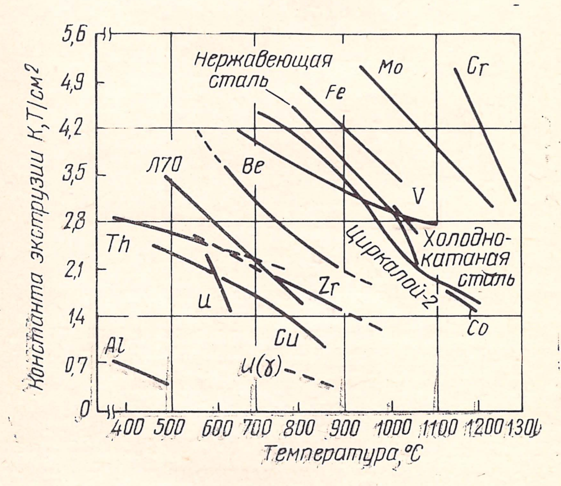


Рис. 3. Температурная зависимость константы экструзии для различных металлов и сплавов

Обычно оболочку после экструзии удаляют травлением в горячих кислотных растворах. Однако иногда оставляют оболочку с целью получения двухслойного прутка или специальных изделий, поверхность которых должна иметь определенные свойства, отличные от свойств порошкового стержня.

На рис. 3 даны приближенные кривые относительного сопротивления пластической деформации различных металлов в функции от температуры экструзии.

Экструзия различных материалов

Порошки чистых металлов

Экструзия порошков чистых металлов рекомендуется в тех случаях, когда свойства порошкового продукта превосходят свойства изделия, полученного экструзией отливок; другие возможные основания для проведения экструзии порошка — трудность получения некоторых металлов, в частности тугоплавких металлов в литом виде, а также и экономические соображения, основанные главным образом на сравнении стоимости производства порошка и слитка.

До последнего времени в большинстве случаев технология литья имела несомненные преимущества перед металлокерамическим производством. Однако методы гидрометаллургии и газового восстановления дают высококачественные порошки со стоимостью, конкурирующей со стоимостью литья.

Исследуется возможность прямого восстановления меди из руд так же, как и восстановление никеля и железа.

Вольфрам, имеющий чрезвычайно высокую точку плавления (~3200°С), обрабатывается почти исключительно методами порошковой металлургии.

Литье вольфрама, хотя сейчас и осуществляется, не дает заметных преимуществ в свойствах материала; поэтому для получения промышленных прутков и труб используется обычно горячая экструзия порошка вольфрама. Обработка порошкового молибдена (точка плавления ~2600°С) остается экономически выгодной, несмотря на существование эффективного метода вакуумного плавления и получение сплавов с хорошими литейными свойствами.

Грубая структура литых заготовок приводит к низким механическим свойствам. Поэтому при экструзии литого молибдена необходимо производить предварительное прессование или ковку с целью создания тонкой структуры. При обработке спеченного порошкового продукта представляется возможным исключить многие первоначальные операции, что позволит упростить технологический процесс.

Чтобы получить бериллиевый пруток, трубку или профиль с пластическими свойствами, необходимыми для использования их в качестве конструкционного материала, исходным продуктом должен служить металлический порошок. Высокая дисперсность порошка (порядка —200 меш) обеспечивает нужный размер зерна, а окисная пленка на поверхности частиц препятствует росту зерна в процессе горячей обработки.

На рис. 4 показана структура бериллиевых прутков, полученных из литой и из порошковой заготовок.

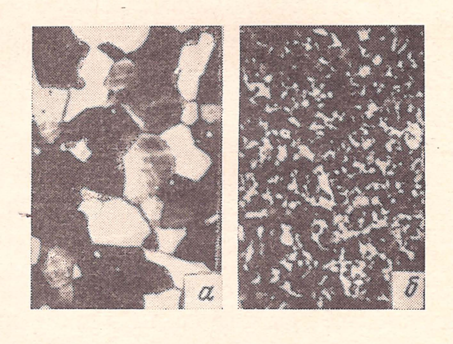


Рис. 4. Структура бериллиевого прутка, полученного экструзией при 1050° С со степенью обжатия 20:1 литой (*а*) и порошковой (*б*) заготовки

Большие степени обжатия при экструзии (в случае бериллия степень обжатия может составить более 50) способствуют созданию ориентированной структуры. В процессе экструзии гексагональные кристаллы бериллия ориентируются таким образом, что их ось *c* располагается перпендикулярно направлению прессования; при степени обжатия 6:1 и выше удлинение зерен в направлении прессования составляет примерно 20%. Для ма-

териала типа бериллия, обычная обработка которого при комнатной температуре невозможна, экструзия является идеальным методом обработки и применяется все более широко.

Дисперсноупрочненные металлы и сплавы

Высокие прочностные характеристики дисперсноупрочненных металлов и сплавов подтверждаются огромным количеством экспериментальных данных.

Главная задача сейчас — найти методы обработки этих материалов, что позволит расширить область их применения. Именно те свойства дисперсноупрочненных материалов, которые создают заинтересованность в них, затрудняют получение и обработку их обычными методами. Высокая прочность, твердость, устойчивость к абразивному истиранию, высокая температура рекристаллизации и низкая пластичность — все это усложняет решение данной проблемы.

Весьма желательно непосредственно в процессе горячей обработки получать заготовку с размерами максимально приближенными к конечным размерам изделия. Прямая прокатка листов и лент, экструзия прутков, трубок и профилей служат достижению этой цели.

Большое значение имеет также проблема получения материалов с хорошо сбалансированными свойствами. Имеется в виду следующее: материал с превосходными высокотемпературными свойствами может не выдерживать воздействия окружающей среды (окисляться, разрушаться вследствие резкого изменения температур и т. д.).

Далее применение материала значительно расширится, если свойства его сохранятся и в более низком интервале температур. Естественна поэтому тенденция к созданию материалов, обладающих высокотемпературными свойствами дисперсноупрочненных сплавов в сочетании со столь же благоприятными свойствами в низкотемпературном интервале, что достигается упрочнением в результате образования твердых растворов дисперсионного твердения, а также за счет холодной обработки.

Холодной обработке уделяется особенное внимание, поскольку полученные за счет такой обработки свойства сохраняются в дисперсноупрочненных сплавах вследствие повышения температуры рекристаллизации до весьма высоких температур.

Применение порошковых сплавов ведет к расширению рабочего интервала температур, особенно в области низких температур. Особый интерес может представить использование для получения дисперсноупрочненных сплавов смесей порошков компонентов сплава. Экструзия шихт такого состава облегчается при проведении ее в металлических оболочках. Например, сообщалось [1], что экструзия материала алюминий — окись алюминия с вытяжкой 15 при температуре 260—315°C требует усилия прессования 11200 *кГ/см*². Экструзия в оболочке из чистого алюминия в таких же условиях снижает усилие прессования до 5600 *кГ/см*² за счет возможности применения смазки[1]. Кроме того, применение оболочки уменьшает трение во время экструзии.

Оболочки специальной конструкции можно использовать для решения других проблем.

Например, для стержня из дисперсноупрочненного сплава, обладающего хорошими механическими свойствами при высоких температурах, материал оболочки выбирается с таким расчетом, чтобы создать на поверхности стержня слой покрытия, предохраняющего стержень от окисления.

Возможности метода экструзии в отношении производства такого рода биметаллических изделий еще недостаточно широко используются.

Суперсплавы

Интересную и малоисследованную область представляет производство суперсплавов, в том числе сплавов на основе никеля: удимет-500, рене-41, инконель, сплавов серии нимоник. Все эти материалы характеризуются наличием дисперсной фазы — соединений Al—Ti, выпадающей в процессе старения. В настоящее время суперсплавы получают главным образом методом литья.

Исследования возможности получения этих материалов методом порошковой металлургии ведутся недостаточно активно, хотя в ходе их отливки обычно возникают значительные затруднения: во-первых, во время кристаллизации слитка происходит нежелательная сегрегация некоторых компонентов, во-вторых, литые сплавы с трудом подвергаются дальнейшей обработке. Сплав ре-

---

[1] Патент (англ.) № 734778, 1962.

не-41, в частности, позволяет проводить между отжигами деформацию не более 15%. Температура горячей обработки, например прокатки, должна выдерживаться в узком интервале (1010—1176°С), что очень затруднительно на практике. При температурах выше 1176°С сплав приобретает повышенную хрупкость.

Производство сплава рене-41 посредством смешивания элементарных порошков с последующей экструзией шихты при температуре 930°С со степенью обжатия 16:1 дает возможность получить готовое изделие, которое может быть подвергнуто дальнейшей холодной деформации с обжатием 70%.

Это особенно важно, когда необходимо получить проволоку, трубы или специальные профили с малыми допусками.

Дополнительное преимущество производства этих сплавов порошковым методом заключается в возможности более высокого легирования с целью получения лучших свойств. Например, можно увеличить содержание алюминия и титана по сравнению с обычным уровнем. После окончательной обработки материалы для получения желаемых свойств подвергаются диффузионному отжигу.

Наплавочные сплавы

В настоящее время многие из этих материалов производятся методом литья в прутки диаметром 3,2—6,4 *мм*. Такие «пальцевые» отливки из сплавов на основе кобальта и никеля ограничены отношением длины к диаметру. Кроме того, в отливках широко распространены сегрегации и усадочные раковины, что вызывает затруднения при сварке.

Исследована возможность производства некоторых из этих материалов непосредственно из порошков компонентов, смешанных в соответствующих пропорциях. Полное легирование в этом случае необязательно, поскольку материал в дальнейшем при наплавке расплавляют.

* *
*

Процесс экструзии может найти и множество других применений, например, при изготовлении электродов для

сварки, где требуется введение небольших добавок других металлов, и т. д.

Абсолютно ясно, что в производстве профилей из металлов и сплавов, которые трудно получить по литейной технологии, экструзия является идеальным способом обработки.

Технические и экономические преимущества экструзии несомненны; расширение использования этого метода в производстве порошковых материалов, хотя и увеличит расходы на исследовательские работы, но впоследствии полностью окупится.

ЛИТЕРАТУРА

1. Von Zeerlider A. In Plansee Proc. 1953. Plansee Seminar «De re metallica», 1. Pulvermetallurgie. Reutte—Tyrol, 1953. Springer, Wien, 1953, S. 211.

Ф. И. Залески
(*F. I. Zaleski*[1])

ЭКСТРУЗИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Со времени открытия материалов из спеченного алюминиевого порошка САП интерес к дисперсноупрочненным материалам, обладающим повышенной прочностью при высоких температурах, постоянно растет.

Прекрасные свойства этих материалов при высоких температурах объясняются упрочняющим действием тонкодисперсных частиц окиси алюминия, равномерно распределенных в алюминиевой матрице. Упрочнение сохраняется и при высокой температуре, так как частицы окиси алюминия не растворимы в алюминии и имеют высокую точку плавления.

Технология изготовления материалов типа САП состоит в получении тонкодисперсного порошка алюминия с определенным содержанием окиси алюминия, уплот-

[1] Frankford Arsenal, Philadelphia.

нений этого порошка посредством прессования и спекания и последующей экструзии спеченной цилиндрической заготовки в изделие заданной формы.

Однако добиться высоких прочностных свойств алюминиевых сплавов можно и другими способами, в частности использованием в качестве исходных материалов порошков высоколегированных сплавов алюминия, в структуре которых также имеются дисперсные упрочняющие фазы. Такие порошки получают обработкой расплавов систем Al—*Me* с переменной растворимостью компонентов: высокой в жидком состоянии и низкой растворимостью в твердом состоянии при комнатной температуре.

Свойства этих сплавов, как и обычных стареющих сплавов, зависят от величины дисперсных частиц и их распределения. Частицы дисперсной фазы должны иметь размер порядка 0,1 *мкм* при расстоянии между ними, равном размеру частицы, т. е. также будет равно 0,1 *мкм*.

Наиболее эффективным из известных способов получения желаемой дисперсности и распределения частиц упрочняющей фазы является быстрая кристаллизация расплава. Это может быть достигнуто воздушным распылением расплава. Закалка распыленных частиц в воздухе обеспечивает достаточную скорость охлаждения для получения требуемой структуры в каждой частице. Подобную структуру невозможно получить при обычной технологии литья, так как скорость отвода тепла здесь значительно меньше.

Настоящая работа посвящена исследованию возможности получения методами порошковой металлургии алюминиевых сплавов, обладающих высокими прочностными характеристиками как при повышенных, так и при комнатных температурах.

Порошки сплавов, исследованных в этой работе, получены при помощи лабораторной установки для воздушного распыления. Установка состоит из графитового тигля, в дно которого вмонтирован мундштук. Мундштук окружен кольцом сопел, которые направляют воздушный поток в точку выхода струи жидкого металла из мундштука.

Технология дальнейшей обработки легированного порошка аналогична технологии, принятой в производстве

сплавов типа САП; ниже перечислены основные технологические этапы:

1) плавление легированного сплава;
2) распыление расплава;
3) сушка и рассев порошка на фракции;
4) горячее прессование порошка;
5) горячая экструзия брикета;
6) термообработка;
7) оценка свойств материала.

Исследовались системы Al—Mn, Al—Mg и Al—Zn—Mg—Cu. Сплавы этих систем, полученные методом экструзии, имеют более высокие свойства по сравнению со сплавами этих же систем, полученных по обычной технологии.

В системе Al—Mn был получен высоколегированный материал, обладающий высокой прочностью в сочетании с пластичностью. Последующая холодная обработка экструдированных заготовок этого сплава еще более увеличила их прочность.

Результаты механических испытаний сплавов системы Al—Mn приведены в табл. 1.

Таблица 1

Прочностные характеристики экструдированных сплавов системы Al—Mn

Содержание легирующих компонентов					Фракция, меш	Температура экструзии, °C	Прочность, $кГ/мм^2$		Пластичность, %	
Mn	Mg	Ti	Zr	V			σ_b	$\sigma_т$	удлинение δ	сжатие ψ
5	2,5	0,5	0,5	0,5	—100	454	50,3	35,9	3,3	6
					—325	454	49,6	35,07	3,2	6
5	—	0,5	2,0	0,5	—100	482	41,65	38,0	7,2	43
					—325	482	41,86	38,6	7,2	39

Предел прочности при растяжении сплавов на основе системы Al—Mn лежат в диапазоне 49,6—42,0 $кГ/мм^2$, а предел текучести составляет 35 $кГ/мм^2$. Для сравнения можно указать свойства промышленного литого сплава системы Al—Mn—Mg, полученного по обычной технологии, обладающего наиболее высокими прочностными характеристиками среди сплавов этой системы: предел

прочности при растяжении 28,7 *кГ/мм*², предел текучести 25,2 *кГ/мм*², относительное удлинение 6%.

Высокопрочные сплавы были также получены на основе системы Al—Mg с добавлением относительно большого количества легирующих компонентов таких, как марганец и хром.

Предел текучести экструдированных сплавов этой системы составляет ~42 *кГ/мм*², пластичность их достаточно высока. Основные свойства этих сплавов сведены в табл. 2

Таблица 2

Прочностные характеристики экструдированных сплавов системы Al—Mg*

Содержание легирующих компонентов, %			Фракция, меш	Прочность, *кГ/мм*²		Пластичность, %	
Mg	Mn	Cr		σ_b	$\sigma_т$	удлинение	сжатие
5,75	4,0	—	—325	51,7	40,6	5,8	8
5,75	—	2,0	—325	51,5	42,8	9,8	11
7,5	—	2,0	—100	50,7	42,2	5,4	10
			—325	51,6	44,8	3,5	6

* Экструзию проводили при 425°С со степенью обжатия 20 : 1.

При содержании магния 5,75% сплав обладает пределом прочности при растяжении более 50 *кГ/мм*² и пределом текучести порядка 40 *кГ/мм*² при хорошей пластичности. Эти сплавы содержат довольно значительное количество хрома или марганца. Та же прочность при несколько меньшей пластичности была достигнута в сплаве, содержащем 7,5% Mg и 2,0% Cr.

В структуре высоколегированных сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu отсутствует рекристаллизация при термообработке. Свойства сплавов этой системы наиболее перспективны (табл. 3).

Кроме указанных компонентов, в сплавах содержалось 0,15% Si, 0,20% Fe и 0,20% Cr, а в сплаве Al+10% Zn+3,08% Mg+2,03% Cu было 0,74% Mn.

Предел прочности при растяжении и предел текучести всех этих сплавов составляет более 70 *кГ/мм*².

Таблица 3

Прочностные характеристики экструдированных сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu, подвергнутых термообработке

Содержание легирующих компонентов, %			Прочность, $кГ/мм^2$		Относительное удлинение, %
Zn	Mg	Cu	σ_b	$\sigma_т$	
8,38	3,30	1,98	77,8	74,9	6,5
10,36	3,08	2,03	83,2	82,25	4,0
11,25	2,45	2,01	80,2	79,4	6,0
12,32	1,80	1,95	76,2	75,5	8,0

Экструдированные образцы были в течение 30 *мин* подвергнуты термообработке в солевом растворе при температуре 210°С, затем закалены в воде и подвергнуты старению при температуре 120°С в течение суток. Для сравнения можно указать свойства наиболее прочного литого промышленного сплава этой системы, который находит очень широкое применение. Экструдированные изделия из этого сплава имеют предел текучести 60,2 $кГ/мм^2$ и удлинение 10%.

Выбором режима термообработки можно поднять предел прочности литых сплавов до 70 $кГ/мм^2$, однако получаемая в этом случае низкая пластичность, трудности, связанные с отливкой и обработкой, склонность литых сплавов к коррозии под напряжением ограничивают сферу применения этих сплавов.

Высокая механическая прочность металлокерамических сплавов Al—Zn—Mg—Cu позволяет им конкурировать с высокопрочными сталями в качестве материала для обшивки ракетных двигателей. В настоящее время основная проблема, решение которой необходимо для повышения эффективности ракет, — уменьшение веса обшивки ракетных двигателей. Алюминий обладает более низкой плотностью по сравнению со сталями, что дает возможность придать большую жесткость обшивке, увеличив ее толщину при неизменном весе. В этом случае неравномерность обшивки по толщине, поверхностные царапины и внутренние дефекты будут иметь меньшее влияние.

Кроме того, алюминий хорошо поддается обработке.

Оценку совокупности свойств сплавов алюминия в сравнении со свойствами некоторых сталей можно произвести по величине отношения предела текучести к плотности ($\sigma_т/\gamma$), поскольку плотность алюминия примерно втрое меньше плотности стали.

Такой анализ представлен на диаграмме (см. рисунок). Эта диаграмма показывает, что сплавы алюминия, имеющие предел текучести порядка 60 *кГ/мм*² и выше, могут конкурировать с лучшими марками высокопрочных углеродистых сталей.

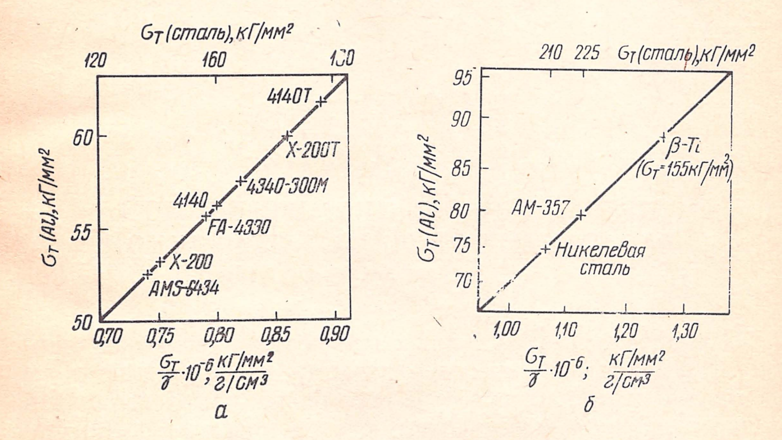


Диаграмма для сравнения алюминиевых сплавов с высокопрочными углеродистыми сталями (*а*) и нержавеющими сталями и β-титаном (*б*) по величине отношения $\sigma_т/\gamma$; сплошная линия — зависимость $\sigma_т/\gamma - \sigma_т$ для алюминиевых сплавов; точки — значения $\sigma_т/\gamma$ для сталей (указаны марки сталей по американским стандартам) и β-титана

Последние исследования в технологии холодной обработки привели к получению высокопрочных нержавеющих и никелевых сталей. Для того чтобы алюминиевые сплавы могли конкурировать с этими материалами, их предел текучести должен быть более 77 *кГ/мм*².

По этой же диаграмме можно сравнить свойства алюминиевых сплавов со свойствами β-титана, подвергнутого холодной прокатке и старению. Чтобы алюминий мог конкурировать с этим материалом, он должен иметь предел текучести не менее 87,5 *кГ/мм*².

Для получения алюминиевых сплавов с такой прочностью и с достаточной пластичностью, которая позволила бы без особых затруднений получать полуфабрикаты в виде листа и ленты следует прежде всего провести более детальное исследование сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu — в более широком интервале концентраций и с введением легирующих элементов, способных к образованию дисперсных упрочняющих фаз (например, Fe, Ni, Cr, V, Co, Ti, Mo, W, Zr).

Эти исследования должны быть выполнены во второй части настоящей программы; их результаты будут опубликованы позднее.

Т. С. Догерти
(*T. S. Daugherty*[1])

ПРОИЗВОДСТВО ПРОМЫШЛЕННОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ ЛЕНТЫ ПРОКАТКОЙ АЛЮМИНИЕВЫХ ГРАНУЛ

Размер и вес металлокерамических изделий ограничены мощностью пресса, поэтому в последние годы вновь появился интерес к старой, но привлекательной идее получения непрерывной ленты путем прокатки порошков в горизонтальном или вертикальном прокатном стане. Было опубликовано несколько работ, связанных с прокаткой порошка.

В пятидесятых годах группе порошковой металлургии исследовательского отдела фирмы Reynolds Metals Co предложили оценить новый гранулированный продукт, полученный фирмой в результате выполнения исследовательской программы.

Имея относительно большой размер гранул (более 60 меш) и игольчатую форму, новый материал неравномерно заполнял полость пресс-формы при прессовании. Были проведены исследования по определению возможности прокатки гранул. Первоначальный вариант обработки заключался в прокатке гранул в «сырую» ленту,

[1] Reynolds Metals Co, Richmond, Virginia.

которую затем спекали и подвергали горячей прокатке. Однако этот способ показал неудовлетворительные результаты вследствие получения неоднородной плотности по длине ленты. В дальнейшем был принят иной способ обработки гранул, исключающий операции спекания и последующей прокатки, — горячая прокатка гранул алюминия непосредственно в ленту с теоретической плотностью за один проход со скоростью более 60 *м/мин*. Фирмой получен патент на этот способ.

Способ Рейнольдса

Для получения ленты по способу Рейнольдса алюминиевые гранулы или порошок с частицами, покрытыми окисной пленкой, нагревают до температуры, находящейся в интервале между 230°C и точкой плавления данного сплава; нагретый порошок через питатель под действием собственного веса поступает в рабочие валки прокатного стана, где уплотняется с образованием прочной непрерывной ленты теоретической плотности.

В ранней стадии исследований возникла проблема, как устранить налипание прокатанной ленты на поверхность валков. Было установлено, что основная причина



Рис. 1. Комкование алюминиевых гранул при высокой скорости прокатки

этого явления — высокая температура прокатки. Для охлаждения валков сначала использовали водяные брызгала, но этого оказалось недостаточно. Из-за высокой скорости потока влага попадала в бункер и качество ленты ухудшалось. Установили защитные коробки.

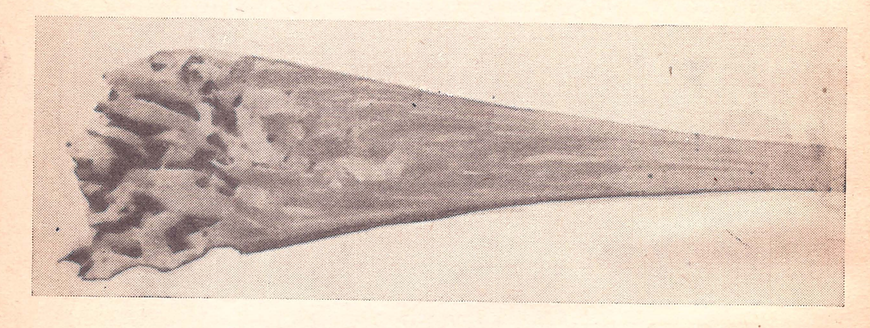


Рис. 2. Неоднородность проката вследствие неравномерного поступления шихты в валки прокатного стана

Разбрызгивание воды внутри коробок дало более удовлетворительные результаты, так как вода в них несколько задерживалась, что обеспечивало большую контактную площадь и, следовательно, более эффективное охлаждение. Это усовершенствование позволило провести в лаборатории продолжительную непрерывную прокатку производительностью до 1,1 *т/ч*.

При такой скорости прокатки наблюдается комкование частиц порошка (рис. 1). При прохождении комков через валки в ленте образуются раковины. Кроме того, было обнаружено, что различные порции материала имели различные кажущиеся входные размеры (рис. 2). Это различие обусловлено неравномерным самопроизвольным уплотнением шихты до прокатки.

Литье гранул

Поскольку качество прокатанной ленты в большей или меньшей мере всегда зависит от характеристик исходного сырья, особенно в том случае, если прокатке подвергается тонкодисперсный порошок, было предпринято исследование зависимости некоторых свойств гранул от режима их получения. Для этого отлили несколько партий гранул, изменяя параметры процесса (раз-

мер выпускных отверстий в литейном конусе, угол наклона оси отверстия по отношению к стенке конуса, скорость вращения конуса и температуру литья). Затем эти партии гранул прокатали в одинаковых условиях, контролируя температуру нагрева гранул, температуру валков и скорость их вращения. Из этой серии опытов определили условия, при которых не только устраняется комкование гранул, но также снижается усилие, необходимое для прокатки ленты из гранул. На рис. 3 показаны для сравнения гранулы пригодной и не пригодной для прокатки формы.

Прокатка гранул

Помимо объединения операций спекания и уплотнения, самое значительное преимущество способа Рейнольдса перед другими способами прокатки порошков заключается в его большой скорости. Очень высокая скорость процесса (~60 *м/мин*) стала возможной благодаря уникальной форме гранул.

Скорость подачи материала в прокатные валки контролируется весом материала, трением о валки и взаимным сцеплением гранул. Механизм сцепления частиц, при котором в раствор валков затягивается дополнительный питающий материал так, что скорость вращения валков не может превысить скорости подачи питающего материала, как это наблюдается при прокатке распыленных порошков, является главной определяющей причиной достижения высокой скорости процесса. Во время исследований для выяснения механизма процесса прокатка гранулированного и порошкового материалов была снята на кинопленку. Фильм показывает процесс с замедленной скоростью и можно увидеть, как сначала частицы попадают в прокатные валки, а затем скорость прокатки увеличивают с 1,8 до 18 *м/мин*. Так же прокатывают и распыленный порошок, причем увеличивают скорость прокатки с 1,8 до 12 *м/мин*. При увеличении скорости прокатки гранул из валков продолжает выходить непрерывная плотная лента, тогда как лента, прокатываемая из порошка, буквально распадается на куски. Интересно, что при прокатке гранул скорость выхода ленты из валков примерно на 10% выше скорости вращения валков; это свидетельствует о экструзии ленты.

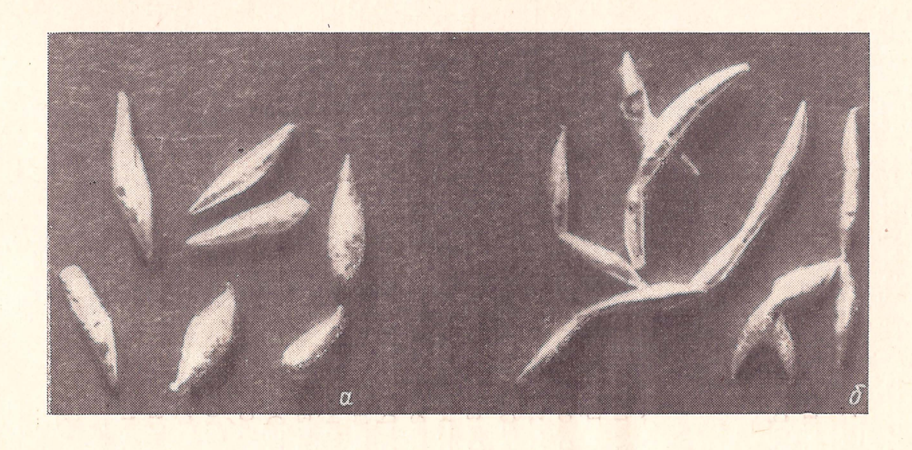


Рис. 3. Гранулы пригодной (*а*) и непригодной (*б*) для прокатки формы

Требования, предъявляемые к гранулированному материалу

Как и в любой металлокерамической технологии, к исходному материалу — алюминиевым гранулам — предъявляют следующие требования: соответствующая чистота, отсутствие макровключений, постоянный химический состав от партии к партии и хорошая текучесть при повышенной температуре. Оптимальная форма гранулы — это форма сигары, дисперсность —10+60 меш, насыпная плотность несколько больше 1 *г/см*^{3}.

При прокатке порошков обычно требуется строгий контроль текучести шихты; прокатка по способу Рейнольдса допускает изменение скорости подачи гранул в широком диапазоне при условии свободного течения нагретых гранул.

На практике требования, предъявляемые к гранулированному материалу, легко удовлетворить при условии правильного соблюдения технологии литья.

Механизм образования компактного материала

Образование компактного материала при горячей прокатке происходит за счет сваривания алюминиевых гранул по металлическим контактным поверхностям, возникающим при разрушении окисной пленки под воздействием давления прокатки. Можно предположить, что воздух, захватываемый потоком шихты и попадающий во внутренние объемы ленты, химически взаимодействует с металлическим алюминием, образуя субмикроскопические частицы окиси и нитрида алюминия.

Металлургические характеристики процесса Рейнольдса

Способом Рейнольдса можно получить ленту из алюминиевых сплавов любых марок, в том числе и из тех, которые почти невозможно отлить в слиток и тем более прокатать.

Исследования показали, что ленты, прокатанные из гранул, имеют несколько большую прочность, чем ленты из тех же сплавов, полученные по обычной технологии. Изучение механических характеристик сплавов после холодной деформации подтверждает это положение.

На рис. 4 представлены сравнительные механические характеристики образцов алюминиевого сплава, полученных по обычной технологии и способом Рейнольдса. Очевидно, что значения максимального предела прочности на разрыв для ленты, полученной из гранул, выше, чем для ленты, прокатанной из слитка. Однако так как интервалы значений σ_b частично перекрываются, лучше сказать, что свойства ленты, полученной из гранул, по крайней мере, одинаковы со свойствами ленты, полученной по обычной технологии.

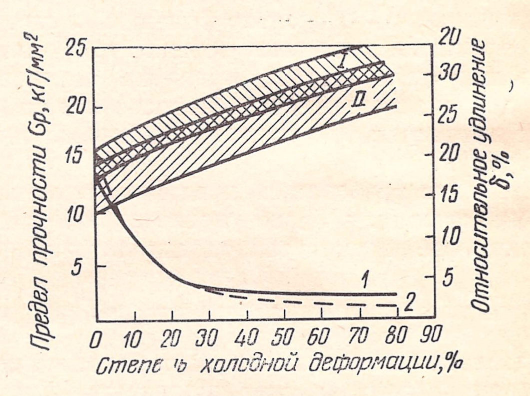


Рис. 4. Механические свойства алюминиевых лент, полученных прокаткой гранул и слитка: *I* — интервал значений σ_p для ленты, полученной прокаткой гранул; *II* — то же, для ленты, полученной прокаткой слитка:
1 — кривая минимальных значений δ для ленты, полученной прокаткой гранул; *2* — то же, для ленты, полученной прокаткой слитка

В ранних работах указывалось на несколько замедленную реакцию металлокерамических сплавов на термическую обработку. Исследование влияния степени деформации на температуру рекристаллизации сплавов подтверждает, что температура мгновенной рекристаллизации для ленты, полученной способом Рейнольдса, выше, чем для ленты, полученной обычным способом. Для получения этих сравнительных данных образцы ленты одинаковой толщины, полученной новым и обычным способами, отжигали в течение 2 *ч* при температуре 450°С. Рентгенограмма подтвердила отожженное состояние образцов. Затем после холодной деформации образцы подвергли термообработке в печи в течение 20 *мин*.

Минимальная температура рекристаллизации определялась по изменению степени размытия линий на рентгенограмме. Эти результаты в сравнении со справочными данными представлены на рис. 5. Следует отметить, что

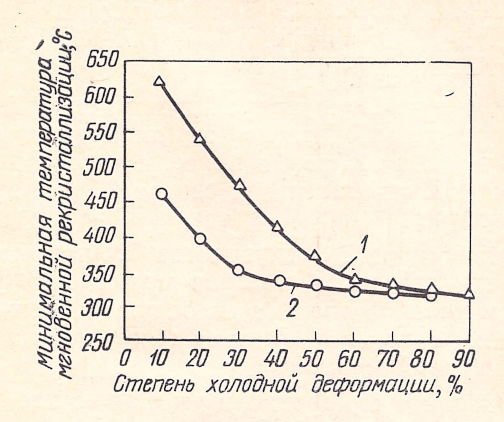


Рис. 5. Минимальная температура мгновенной рекристаллизации ленты, прокатанной из гранул (*1*) и из слитка (*2*)

при всех степенях деформации лента, полученная прокаткой гранул, рекристаллизуется при более высоких температурах, чем лента, полученная по обычной технологии, причем наиболее ярко это различие выражено при степенях деформации менее 60%.

Технические характеристики процесса

Прокатка гранул по методу Рейнольдса применима для обработки широкого диапазона материалов, обработка которых по обычной технологии затруднительна. Этот способ позволяет с успехом получать ленту из сплавов, которые не поддаются прокатке, например из сплава Al — 12% Mg и из других сплавов, содержащих значительные количества различных легирующих компонентов. Легко можно получить сложные материалы (композиции), смешивая гранулы различных сплавов перед прокаткой, а также осуществить непрерывное производство биметаллической или плакированной ленты. Для получения многослойной ленты разработано два технологических варианта — накатка гранул послойно

на компактную ленту, или одновременная прокатка гранул двух или более сплавов с раздельной подачей компонентов из различных отсеков питателя.

Другую область применения этот процесс нашел в производстве ленты из хрупких или красноломких сплавов, которые трудно прокатать до малой толщины по обычной технологии.

Толщина ленты, получаемой путем прокатки гранулированного металла, зависит от диаметра валков. Она может быть равна 2,5 *мм* и менее, а в случае необходимости может быть увеличена свыше 2,5 *мм* путем применения валков бо́льшего диаметра.

При этом способе производства отсутствуют ограничения по ширине листа, которая может быть увеличена за счет применения валков с большей длиной бочки. На опытном заводе получали ленту толщиной менее 2,5 *мм* и шириной до 610 *мм*.

Готовая лента однородна и имеет высокие механические свойства. Она может быть прокатана вхолодную до фольги. Для получения свойств обычного холоднокатаного материала достаточно прокатать эту ленту вхолодную с обжатием 45%. Получаемая лента пригодна для глубокой вытяжки и менее склонна к образованию фестонов, чем обычная лента, полученная горячей прокаткой слитка, так как гранулы меньше вытягиваются в направлении прокатки, чем зерна литого слитка, прокатанного до той же толщины. В связи с тем, что гранулы охлаждаются и кристаллизуются быстрее, чем слитки, они имеют меньшую тенденцию к ликвации и меньшую анизотропию свойств, чем металл, полученный стандартной технологией.

Гранулы получают заливкой расплавленного металла во вращающийся перфорированный конус: капли металла вылетают через отверстия конуса и кристаллизуются в виде частиц эллиптической формы с острыми концами, размером около 60 меш. Эти гранулы собираются пневматически, просеиваются, а затем либо складируются, либо подаются в вертикальную нагревательную печь, перемещаясь по пневмопроводу. В печи они нагреваются встречным потоком горячего воздуха до заданной температуры. Нагретые гранулы под действием гравитационной силы попадают в бункер, расположенный над зазором между горизонтальной парой валков. Схематиче-

ски весь цикл показан на рис. 6. Величина обжатия составляет свыше 65%. Воздействие давления при прокатке приводит к тому, что алюминиевые гранулы вытягиваются в направлении прокатки и свариваются в монолит. Прокатанный материал при этом рекристаллизуется и после прокатки не требует отжига. Получаемый материал не имеет склонности к растрескиванию и достаточно гибок. Лента, выходящая из валков, проходит через дисковые ножницы для обрезания боковых кромок и свертывается в рулоны на моталке. Ширина обрезаемых боковых кромок меньше, чем после обычной горячей прокатки.

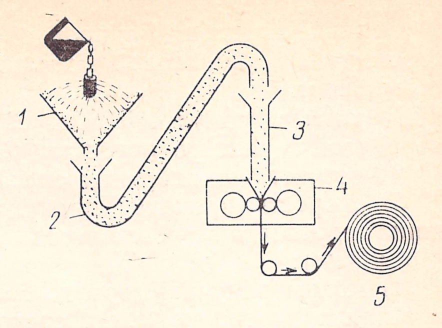


Рис. 6. Схема производства ленты из гранул:

1 — конус для литья гранул; *2* — пневматическая труба для транспортировки гранул; *3* — печь для нагрева гранул перед прокаткой; *4* — прокатный стан; *5* — намотка ленты

Экономические характеристики процесса

Производство ленты прокаткой гранул требует простого оборудования. Отпадает потребность в оборудовании для литья и обдирки слитков, больших обжимных станах и нагревательных колодцах, рольгангах. Уменьшается время обработки. Требуется меньшая производственная площадь. Все это дает возможность намного уменьшить основные капиталовложения. Количество обслуживающего персонала также значительно сокращается.

Опыт работы полупромышленной установки, на которой было получено несколько тысяч тонн ленты, доказал, что этот процесс обеспечивает лучшую утилизацию материала.

Сфера возможного применения процесса весьма обширна — от замены обычного процесса плавки, отливки и обработки слитков и до производства материалов, которые можно получить только методами порошковой металлургии.

Отличие способа Рейнольдса от обычной прокатки порошков в порошковой металлургии заключаются в следующем:

1) размер гранул (60 меш) значительно больше размера частиц тонкого порошка (200 меш);

2) отсутствует операция спекания;

3) скорость прокатки гранул ($\sim$60 *м/мин*) существенно превосходит скорость прокатки порошков (15 *м/мин*);

4) можно получить гораздо большую толщину ленты, чем при прокатке мелкодисперсного порошка.

Технические возможности способа прокатки гранул при сокращении основных капиталовложений, снижении стоимости производства и гораздо большей утилизации материала делают этот процесс интересным с технической и экономической точек зрения.

Г. фон Шееле
(*G. Von Scheele*[1])

ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ СВОЙСТВ ПОРОШКА НА ВЫБОР РЕЖИМА ЭКСТРУЗИИ СВАРОЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ

Основным условием рентабельности производства сварочных электродов является уменьшение стоимости операции экструзии и сушки электродов. Снижения стоимости этих операций можно добиться при непрерывном производстве, увеличивая его масштаб.

Однако операция экструзии с трудом поддается автоматизации, что усложняет ведение непрерывного производства. Так, упрочнение металла в процессе экструзии заставляет менять давление экструзии, что и вызывает порой остановку и перенастройку пресса.

Другим путем снижения стоимости продукции является сокращение до минимума брака вследствие растрескивания покрытия во время сушки электродов. Поэтому к материалу, идущему на покрытие электродов, предъявляются высокие требования по однородности физических и химических свойств компонентов, входящих в

[1] Höganäs-Billesholm Aktiebolag. Sweden.

состав покрытия, а также по уровню влажности. Это относится и к железному порошку, содержание которого в сухом покрытии современных высокоэффективных электродов достигает 75%. При производстве этих электродов с массивным покрытием, у которых отношение толщины покрытия к диаметру стержня достигает 2,25, проблемы экструзии и сушки стоят значительно серьезнее, чем при производстве обычных электродов со средним или тонким слоем покрытия.

Под высокоэффективными электродами подразумеваются электроды, имеющие коэффициент использования минимум 130%. Коэффициент использования определяют как процентное отношение массы наплавленного металла в шве к массе расплавленного стержня электрода. К таким электродам относятся электроды с высоким содержанием железного порошка в покрытии; обычные электроды с коэффициентом использования 115—120% в данной работе не рассматриваются.

Первые высокоэффективные электроды, разработанные около 20 лет назад, изготавливались с кислым покрытием. Коэффициент использования этих электродов находился в пределах 150—200%. В течение последних нескольких лет получены высокоэффективные электроды с кислым покрытием с коэффициентом использования от 140 до 250%, которые приобретают все большую популярность среди потребителей вследствие своих прекрасных сварочных свойств и высокой экономичности. Эти электроды позволяют проводить сварку с большей скоростью, меньшим разбрызгиванием и, следовательно, с меньшими общими затратами.

Производятся также высокоэффективные сварочные электроды с основным покрытием, но они имеют гораздо меньший спрос, так как обладают худшими сварочными свойствами и дают меньшую скорость сварки, чем электроды с кислым покрытием.

Разработка новых типов эффективных электродов с повышенным содержанием железного порошка в покрытии идет столь быстро, что для обеспечения производства новых электродов требуется срочная корректировка физических свойств железного порошка.

Производство высокоэффективных и особенно сверхэффективных электродов остро ставит проблемы экструзии.

При подготовке к экструзии смесь, состоящая в основном из порошка железа, а также окислов железа и титана, ферромарганца и силикатов, тщательно смешивается в мешалке. Вязкость силикатов, используемых в производстве электродов, составляет 200—1500 *пз*.

После выгрузки из смесителя смесь прессуют в цилиндрические заготовки на заготовительном прессе. Затем заготовки помещают для экструзии в контейнер 325-*т* пресса горизонтального типа с ручным управлением цилиндра обжимной головки для облегчения очистки

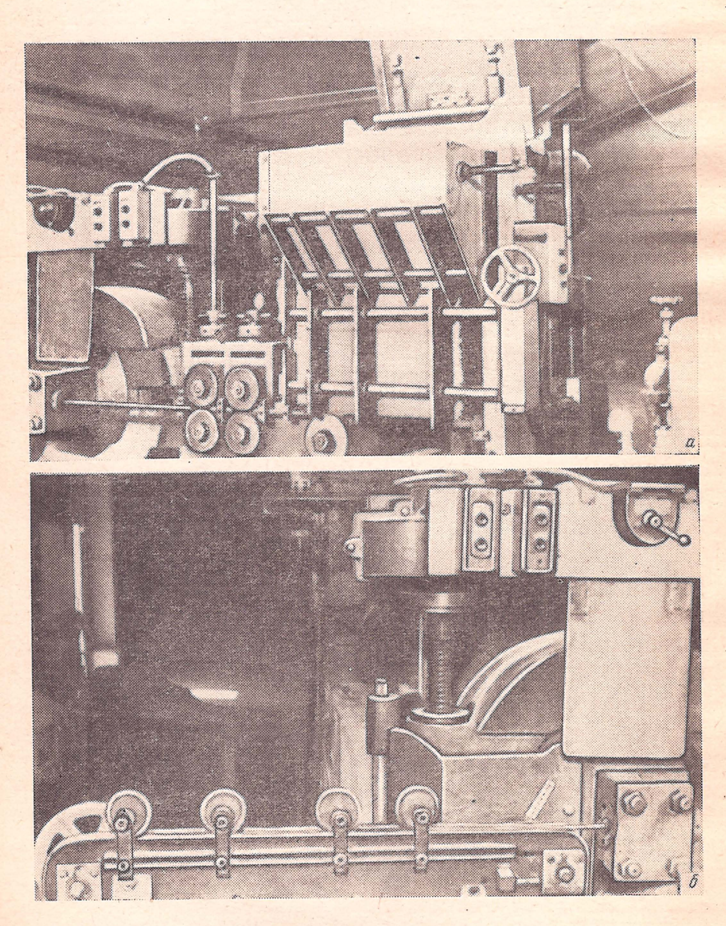


Рис. 1. Узлы 325-*т* пресса для экструзии сварочных электродов

головки во время перенастройки. Проволоку для стержней электродов выпрямляют и режут для автоматической подачи. На рис. 1,*а* показан узел подачи стержней, на рис. 1,*б* — обжимная головка и резиновый транспортер с канавкой, по которому перемещаются стержни с напрессованным покрытием. Подача массы для покрытия из контейнера пресса происходит под прямым углом к направлению движения стержней.

Обжимные головки спроектированы таким образом, что масса для покрытия распределяется равномерно. Мощность прессового оборудования различна на разных заводах. Несколько предприятий — изготовителей электродов имеют прессы мощностью свыше 1,5 $T/см^2$.

На работу прессов большой мощности изменение консистенции материала влияет значительно меньше, поэтому они могут работать и на сухих смесях, и на смесях, разжиженных силикатами.

Методика эксперимента

Для решения некоторых задач электродного производства в опытно-промышленной лаборатории фирмы Höganäs был проведен цикл исследований. Эти исследования потребовали уточнения производственных данных. Было проведено фиксирование времени перемешивания и скорости движения проволочных стержней. Давление экструзии и количество силиката в массе записывались для каждого цикла вместе с числом сортных электродов, полученных на килограмм сухого веса массы.

Экструзию проводили в условиях постоянной относительной влажности и постоянной температуры окружающего воздуха, что дало возможность получить хорошую воспроизводимость результатов.

Сухая масса для покрытия электродов содержала 61% железного порошка и 39% флюса; в массу вводилось переменное количество силиката. Электроды с таким покрытием имели коэффициент использования 170—185%. В таблице приведена характеристика исходных железных порошков.

Порошки партий № 1, 2, 3 и 5 получены размолом восстановленной железной губки; порошок партии № 4 получен распылением.

Технологические свойства железных порошков, применяемых в производстве сварочных электродов

Номер партии порошка	Гранулометрический состав, %, по фракциям, меш									Насыпная плотность, $г/см^3$	Текучесть*, *сек*
	+40	+60	+80	+100	+150	+200	+250	+325	—325		
1	0,1	9,3	25,9	21,5	15,0	24,4	1,7	3,0	2,1	2,38	31,3
2	—	2,8	18,1	20,0	42,5	9,2	1,5	3,5	2,4	2,72	30,1
3	7,4	40,8	27,9	12,2	11,3	0,1	0,1	0,1	0,1	3,50	22,9
4	3,4	19,4	20,0	11,6	13,9	14,7	2,8	8,2	6,0	3,18	25,9
5	—	—	—	0,2	3,9	13,2	5,1	42,2	35,4	3,46	18,0

* По навеске 50 *г*.

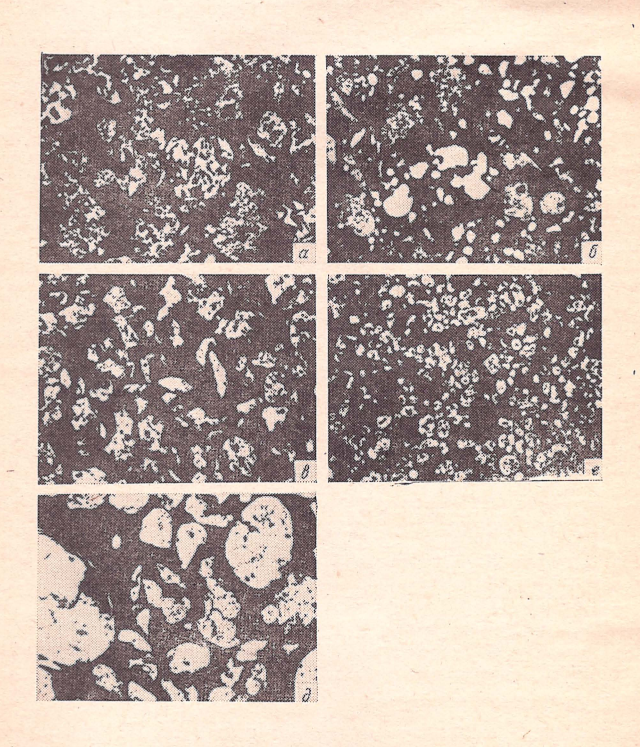


Рис. 2. Форма частиц порошков:
а — партия № 1; *б* — партия № 2; *в* — партия № 3; *г* — партия № 4; *д* — партия № 5

Порошок партии № 5 представляет наименьший интерес, поскольку промышленного применения не имеет, но включен в настоящее исследование из-за минимальной текучести. На рис. 2 показана форма частиц порошков всех партий.

Параметры процесса экструзии

Воспроизводимость результатов

Кривая зависимости давления экструзии от содержания силиката в массе имеет неожиданно крутой наклон (рис. 3); характер кривой особенно резко выражен в ин-

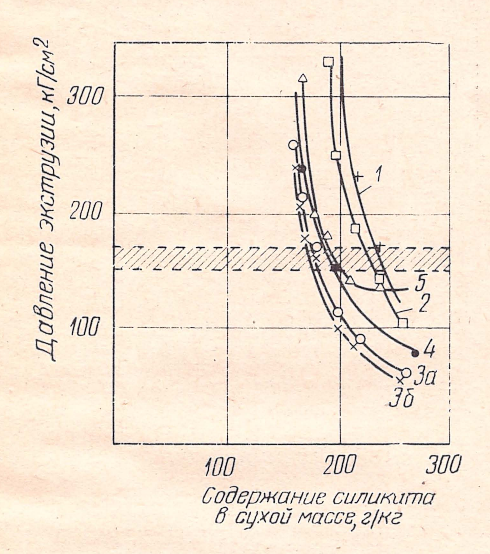


Рис. 3. Изменение минимального давления экструзии железных порошков партий № 1—5 при введении в шихту силиката; заштрихованный участок соответствует оптимальным условиям экструзии

тервале малых концентраций силиката. Это значит, что изменение количества силиката на величину порядка 5% от оптимального содержания вызывает существенный сдвиг давления экструзии в большую или меньшую сторону от области, соответствующей оптимальным условиям экструзии. Выше этой области значительно увели-

чивается возможность образования трещины в покрытии и поверхность покрытия получается грубой. Ниже области оптимальных условий покрытие электрода обладает малой прочностью, при транспортировке электрода на его поверхности образуются дефекты, или, что еще хуже, связь покрытия с проволочным стержнем очень слаба.

На рис. 4 указано минимальное давление экструзии порошков всех партий в зависимости от содержания силиката и в соответствии с текучестью порошков.

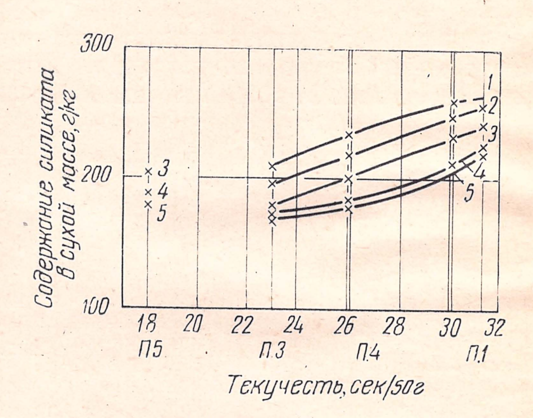


Рис. 4. Минимальное давление экструзии порошков партий № 1—5 в зависимости от текучести порошков и содержания силиката в сухой шихте:

1 — 100 *кГ/см²*; *2* — 120 *кГ/см²*; *3* — 150 *кГ/см²*; *4* — 180 *кГ/см²*; *5* — 200 *кГ/см²*

Факторы, определяющие консистенцию массы

Во время мокрого смешивания массы и последующей ее транспортировки к прессу происходит испарение влаги из массы. Количество испарившейся влаги возрастает с увеличением продолжительности смешивания, а также зависит от относительной влажности и температуры в смесительном и прессовом помещении. Теплота, выделяющаяся вследствие трения при перемешивании массы, как и теплота реакции между силикатами и другими составляющими также усиливает испарение.

В результате испарения влаги вязкость силиката увеличивается и изменение консистенции массы требует повышения давления экструзии. Изменение относительной влажности окружающего воздуха на 17% равноценно

изменению содержания силиката в массе на 5%, а это, как указывалось выше, существенно изменяет условия экструзии. Колебания влажности воздуха осложняют проведение экструзии и, возможно, служат одной из главных причин массового брака, возникающего часто в электродном производстве.

Зависимость давления экструзии от физических свойств железного порошка

Между величиной текучести железного порошка и положением кривой зависимости давления экструзии данного порошка от содержания силиката в шихте существует четкая корреляция (если сравнивать порошки, подобные по гранулометрическому составу, см. таблицу). Можно предположить, что давление экструзии зависит от величины внутреннего трения в экструдируемой массе. Внутреннее трение определяется поверхностными характеристиками железного порошка и общей площадью поверхности трения порошка в массе. Следовательно, примерная оценка прессуемости железного порошка может быть произведена по ситовому анализу порошка, по величине насыпной плотности и величине текучести.

Из рис. 4 видно, что внутри области оптимальных давлений зависимость между содержанием силиката в массе и текучестью железного порошка почти линейна безотносительно к типу порошка (кривая *3* на рис. 4).

Более тонкий порошок партий № 5 имеет значительно бо́льшую удельную поверхность, чем порошки других партий, что объясняет положение в кривой, соответствующей этому порошку, на рис. 3. Порошок партии № 3 имеет более высокую насыпную плотность, частицы этого порошка обладают гладкой сферической поверхностью. Эти свойства позволяют кривой, соответствующей этому порошку, занять наиболее благоприятное положение на рис. 3.

Так как одной из важнейших задач при производстве высокоэффективных электродов является улучшение прессуемости массы для покрытия, или, другими словами, увеличение насыпной плотности порошка, то высокоплотные восстановленные порошки с частицами с гладкой поверхностью должны привлечь к себе значительный интерес.

* *
*

Проведенные исследования показали, что для получения из железных порошков с низкой или средней насыпной плотностью массы, обладающей достаточной прессуемостью, требуется введение большого количества силикатов; лучшие характеристики прессования имеет железный порошок с высокой насыпной плотностью (3,5 *г/см*^{3}).

Это позволяет утверждать, что причиной различия в поведении железных порошков при экструзии служит различие их физических свойств. При одном и том же давлении экструзии железный порошок, имеющий более низкую текучесть, требует добавления меньшего количества силиката для приготовления массы. Это справедливо для сварочных порошков с нормальным распределением частиц по дисперсности. Примерную оценку характеристик прессования железных порошков можно получить простым определением текучести. Трудности, возникающие при экструзии, препятствуют переходу на производство высокоэффективных электродов; в связи с этим вызывает огромный интерес получение железного порошка с большой насыпной плотностью.

У. М. Шефер
(*W. M. Shafer*[1])

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В КОСМОНАВТИКЕ

Космическая эра началась 4 октября 1957 г. запуском первого искусственного спутника Земли. Мир сейчас не тот, что был несколько десятилетий назад, и сегодняшние достижения и планы будущих исследований космоса кажутся достаточно реальны и уже не поражают наше воображение.

---

[1] The Glidden Co, Hammond, Indiana.

Рассмотрим коротко проблемы современной космонавтики, а затем — роль металлокерамических материалов в решении этих проблем.

Программа космических исследований

Президент Кеннеди в мае 1961 г. поставил в качестве национальной задачи проблему освоения космоса непосредственно человеком.

Программа исследований для решения этой проблемы состоит из нескольких этапов:

1963—1964 гг. — проект «Джеминай» — полет двухместного космического корабля по околоземной орбите;

1966—1970 гг. — проект «Аполлон» — полет трехместного космического корабля вокруг Луны с возвращением на землю без посадки на лунной поверхности;

1970 г. и последующие годы — посадка корабля, управляемого человеком, на лунную поверхность;

1975 г. и последующие годы — посадка корабля с человеком на Марс и, возможно, на Венеру.

В настоящее время создается проект орбитальной космической станции, способной вместить до 40 человек.

Для достижения этих целей прилагаются огромные усилия, требующие больших расходов.

Размер этих расходов можно оценить по сравнительным затратам правительственных ассигнований в 1963 г. на различные исследовательские работы [1].

При общей сумме ассигнований на развитие исследовательских работ 17650 млрд. долл. затраты по различным отраслям науки составили (в %):

Работы по правительственным контрактам	60,5
Работы в промышленности	36,5
Дотации университетам	2,0
Дотации институтам	1,0

Общая сумма затрат на работы по правительственным контрактам 1963 г., равная 10700 млрд. долл., распределилась следующим образом, млрд. долл.:

Космические исследования	4000
Прочие работы	6700

В последующие годы ассигнования на космические исследования непрерывно возрастали, составив в 1964 г. 7300 и 1966 г. — 12000 млрд. долл.

Размер государственных ассигнований на космические исследования составляет примерно 40% от всех государственных ассигнований и 62% от общих промышленных ассигнований, значительно превысив объем ассигнований на знаменитый проект «Манхэттен», по которому была создана первая атомная бомба, и в 8 раз превысив общие затраты на исследования в области металлургии.

Еще большие ассигнования на космические исследования планируются в будущем.

Какой же вклад в решение космических проблем может внести порошковая металлургия?

Можно с уверенностью сказать, что роль порошковой металлургии в исследованиях космоса достаточно значительна и прежде всего следует рассмотреть возможности порошковой металлургии в создании материалов для космических кораблей.

Многочисленные металлокерамические материалы и изделия уже сейчас успешно используются в космонавтике. Однако вряд ли можно считать решенными все проблемы материалов, поэтому неизбежно должны проводиться исследования по созданию новых сплавов и по разработке новых методов получения этих сплавов.

Применение металлокерамических материалов в современных космических исследованиях

Ниже перечислены некоторые металлокерамические материалы и изделия, которые находят применение в современной космонавтике.

Бериллий, обладающий высоким отношением прочности к плотности высокой теплоемкостью и большим значением модуля упругости, применяется для изготовления деталей гироскопа, антенн, тепловых экранов, теплопоглотителей. Возможно также использование бериллиевого листа для защиты от микрометеоритов[1].

Металлокерамические фильтры применяются в топливных системах ракет[2], в частности бронзовые фильтры используются для тонкой очистки топлива (удаление частиц менее 2 *мкм*).

---

[1] Barrett J. C. Частное сообщение.

[2] Fruda T. R. Частное сообщение.

Сердечники из ферромагнитных порошковых материалов используются в электронных системах ракет и других космических агрегатах.

Спеченные детали из железных или стальных порошков, а также из порошков других металлов применяются в различных узлах двигателей, камер шлюзов, сервомеханизмов и т. д.

Металлокерамические магниты используются в магнитных записывающих системах в головках ракет.

Порошок алюминия служит в качестве сырья для ракетного топлива; потребление алюминиевого порошка для этой цели в 1965 г. составило примерно 16 тыс. *т*.

Тугоплавкие металлы (вольфрам, тантал, ниобий, молибден и их сплавы) используются для изготовления деталей, работающих под воздействием высоких температур, например сопел, ионизаторов в ракетных ионных двигателях, тепловых экранов, гироскопов.

Следует остановиться подробнее на проблеме использования в космонавтике тугоплавких металлов.

Тугоплавкие металлы

Тугоплавкие металлы играют и будут играть очень важную роль в космонавтике [2].

Термин «тугоплавкий металл» определяет положение данного металла в ряду других в соответствии с положением точки его плавления относительно произвольно выбранного уровня, например 1800°С или 2000°С. На рис. 1 представлена такая условная схема расположения металлов в соответствии с их температурой плавления. Заметим, что радий, хром, ванадий и гафний уже не будут считаться тугоплавкими металлами, если в качестве минимального уровня принять 2000°С, но вольфрам, тантал, молибден и ниобий в любом случае относятся к тугоплавким металлам. Эти металлы производятся главным образом методами порошковой металлургии, хотя все время увеличивается

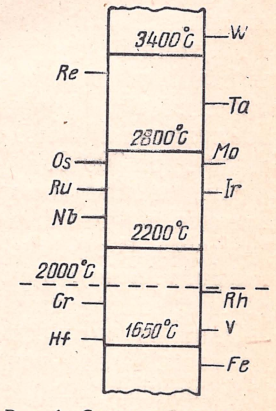


Рис. 1. Схема относительного расположения некоторых тугоплавких металлов в соответствии с температурами их плавления

выпуск этих металлов дуговой и электроннолучевой плавкой в вакууме или в защитной атмосфере.

Некоторые данные по потреблению этих металлов в сравнении с железом приведены в табл. 1.

Таблица 1

Некоторые данные по потреблению порошков тугоплавких металлов и железного порошка в 1961 г. в США

Металл	Общее потребление, *т*	Примерная стоимость 1 *кг*, долл.	Общее годовое производство на сумму, тыс. долл.
Вольфрам	955	6,65	6369,0
Молибден	680	7,72	5250,0
Тантал	170	69,70	11543,75
Ниобий	86	100,00	8550,0
Железо	3210	0,27	8534,16

Следует обратить внимание на высокую стоимость тугоплавких металлов по сравнению с железом. Лента и другие полуфабрикаты из тугоплавких металлов продаются по еще более высоким ценам — иногда вдвое дороже порошка. Точные данные по потреблению тугоплавких металлов в космической промышленности отсутствуют, но можно с уверенностью сказать, что цифры эти достаточно велики.

Все четыре металла окисляются на воздухе при относительно низких температурах, поэтому нагрев их до высоких температур должен осуществляться в вакууме, в защитной атмосфере или с применением специальных покрытий. Вольфрам, например, используемый для нитей накаливания в электролампах, начинает окисляться на воздухе при 300°С.

Многие детали космических аппаратов, например сопла ракет, работают в восстановительной атмосфере, или в вакууме. В этих условиях можно использовать чистый вольфрам, а не его сплавы, так как он обладает большой прочностью при температурах выше 1900°С.

Одна из интересных областей применения пористого вольфрама — это использование его в качестве ионизатора в ионных ракетных двигателях.

Использование этих металлов в других областях зависит от создания сплавов с хорошей устойчивостью против окисления и новых защитных покрытий.

Правительство США субсидирует многочисленные исследования по разработке сплавов и защитных покрытий, а также по технологии обработки (ковка, прокатка, экструзия).

Преимущественное направление этих исследований — увеличение прочности тугоплавких металлов при высоких температурах.

Данные о применении некоторых сплавов этих металлов приведены в табл. 2.

Таблица 2

Применение тугоплавких материалов в космонавтике

Состав сплава, %	Область применения
Сплавы на основе молибдена	
Mo + 0,5 Ti Mo + 0,5 Ti + 0,08 Zr*[1] Mo + 0,5 Ti + 0,3C Mo + 25 W Mo + 50 W	В условиях, требующих сочетания твердости и высокой прочности при повышенных температурах, например для изготовления сопел ракет
Сплавы на основе тантала	
Ta + 10 W Ta + 10 W + 1 Zr Ta + 30 Nb + 7,5 V Ta + 8 W + 2Hf*[2]	Изготовление деталей ракетных двигателей, покрытие передних кромок крыла, сопел ракеты и т. д.
Сплавы на основе вольфрама	
W + (0,5 ÷ 2) ThO_2	Нити накаливания и другие детали, работающие при температурах вплоть до 1900°C
W + Ag	Изготовление ракетных сопел
Сплавы на основе ниобия	
Nb + 10W + 1 Zr + 0,1 C Nb + 30 Ta + 0,8 Zr Nb + 20 W + 1 Zr	В условиях, требующих высоких прочностных характеристик при повышенных температурах

*[1] Сплав TZM.
*[2] Сплав T-III.

Сплавы молибдена

В табл. 2 указаны три промышленных сплава молибдена: Mo+0,5% Ti, Mo+ 0,5% Ti+0,08% Zr и Mo+ +0,5% Ti+0,3% C. Эти сплавы, содержащие титан или

титан и цирконий, имеют высокий предел прочности и предел текучести, сохраняя эти свойства при высоких температурах [3]. Два других сплава — Mo+25% W и Mo+50% W разработаны лишь недавно. Эти сплавы представляют собой твердые растворы, образованию которых способствует сходство кристаллической структуры вольфрама и молибдена. Оба сплава имеют решетку типа о. ц. к. Точка плавления сплавов промежуточна по отношению к температурам плавления вольфрама и молибдена. Сплавы молибдена используются в качестве высокотемпературных материалов для работы при температурах, превышающих точку плавления чистого молибдена.

Сплавы тантала

Тантал — наименее распространенный из четырех тугоплавких металлов. Повышенный интерес к этому металлу основывается на его способности к образованию сплавов, имеющих эффективные свойства при сверхвысоких температурах и нашедших применение в космических летательных аппаратах и в системах ракетных двигателей[1].

Четыре сплава на основе тантала указаны в табл. 2. Сплавы Ta—W обладают сочетанием высокотемпературных свойств обоих компонентов, например сплав Ta+ +10% W в виде ленты может работать при нагреве до температуры 2480°С, а в виде цементированной плотной массы в таких деталях, как ракетные сопла, — до температур ~ 3400°С. Это свойство очень ценно для космических материалов, так как температура на поверхности космического корабля в короткие периоды может достигать 8500°С. Сплав Т-111, новый сплав с составом Ta+ +8% W+2% Hf, обладает сверхпрочностью в диапазоне температур 1090 ÷ 1925°С. Сплав имеет отличную пластичность и хорошую свариваемость[2].

Сплавы вольфрама

До недавнего времени единственным сплавом вольфрама, имеющим промышленное значение, был сплав вольфрама с окисью тория (W+ 0,5 ÷ 2,0% ThO_2).

---

[1] Michael A. B. Частное сообщение.
[2] Westinghouse Electric Corp. Частное сообщение.

Сплав разработан много лет назад для создания непровисающей нити накала в электролампах. Испытания этого сплава в качестве материала для изготовления сопел ракет дали хорошие результаты. Недавно в соплах, подверженных воздействию выхлопных газов от сгорания твердого топлива, был испытан пористый вольфрам, пропитанный серебром. Введение серебра увеличивает теплопроводность сплава, а его испарение приводит к охлаждению поверхности сопла.

Сплавы ниобия

Три сплава на основе ниобия указаны в табл. 2.

Значительный интерес к сплавам ниобия в конце пятидесятых годов был обусловлен возможностью использования этих сплавов в ядерных космических двигателях. Отмена этой программы привела к падению потребления ниобия в 1961 г. [2].

В настоящее время интерес к разработке сплавов ниобия и потребление ниобия увеличилось.

Сплавы ниобия исследуют с целью использования их для изготовления радиаторных трубок — носителей жидкого металла в силовых системах ядерных космических ракет.

Перспективы использования порошковых материалов в космических исследованиях

По мере совершенствования порошковых материалов возрастает объем использования их в космических исследованиях, причем наибольший интерес вызывают некоторые специфические металлокерамические материалы с таким уровнем свойств, достижение которого с помощью обычной технологии затруднительно или вообще невозможно.

Ниже перечислены основные классы этих новых материалов:

1) дисперсноупрочненные металлы;

2) композиционные материалы — керметы, пропитанные или импрегнированные материалы и пр.;

3) припои;

4) топливные материалы;

5) термоэлектрические элементы;

6) тугоплавкие металлы — новые области применения, в частности в виде ионизаторов в ионных ракетных двигателях.

Дисперсноупрочненные металлы

Дисперсноупрочненные металлы заслуживают значительного внимания благодаря стабильности их свойств при повышенных температурах. В настоящее время в космических исследованиях используются только сплавы $W—ThO_2$, однако разрабатываются и другие материалы этого типа.

Дисперсноупрочненные материалы содержат в структуре дисперсные частицы (обычно окисные тугоплавкие частицы), равномерно распределенные в металлической матрице. Размер дисперсных частиц и расстояние между ними определяют уровень свойств материала. Обычно размер частиц в диаметре должен быть порядка 0,1 *мкм* или менее, расстояние между ними — также порядка 0,1 *мкм*. Методы порошковой металлургии наиболее пригодны для производства этих материалов.

Подробные сведения о свойствах некоторых из этих материалов и об их получении можно найти в сообщении Гранта [4], поэтому здесь этот вопрос будет изложен очень кратко.

Спеченный алюминиевый порошок (САП) является одним из самых старых и наиболее изученных дисперсноупрочненных материалов.

Дисперсная фаза Al_2O_3, распределенная в алюминиевой матрице, придает материалу повышенную прочность при высоких температурах. Это позволяет увеличить рабочую температуру алюминия до 150°С.

Дисперсноупрочненный сплав никеля с содержанием 2% ThO_2 был разработан в начале шестидесятых годов. Согласно опубликованным данным, этот материал рекомендуется для использования в интервале температур $1000 \div 1300$°С [5]; и хотя его стоимость высока, предполагают, что он найдет применение в космических исследованиях.

Понимание перспектив и изучение технологии дисперсионного упрочнения ведет к быстрому расширению диапазона материалов этого типа.

Композиционные материалы — керметы, пропитанные материалы, фрикционные материалы и т. д. широко применяются в промышленности и безусловно должны найти применение и в космических исследованиях. Изготовление сопел ракет из вольфрама, пропитанного серебром, упоминалось ранее.

Для изготовления фрикционных материалов используются металлические порошки с особыми свойствами, например специальный железный порошок, свойства которого приведены в табл. 3.

Следует обратить внимание на низкую кажущуюся плотность металлического порошка и высокую прочность прессованных из этого порошка брикетов.

Таблица 3

Сравнительные характеристики брикетов, прессованных из обычного железного порошка и из железного порошка со специальными свойствами

Исходный материал	Насыпная плотность порошка, $г/см^3$	Давление прессования, $Т/см^2$	Плотность прессовок, $г/см^3$	Прочность брикетов, $кГ/мм^2$	
				прессованных	спеченных*
Обычный железный порошок	2,50	5,0 8,0	6,30 6,70	1,4 2,5	11,25 21,09
Железный порошок со специальными свойствами	0,80	5,0 8,0	6,10 6,50	7,03 10,55	15,5 25,3

* Спекание 30 *мин* при 1120°С в водороде.

При введении в исходную шихту 7% Cu прочность спеченных брикетов из железного порошка со специальными свойствами достигает 29 $кГ/мм^2$ при усадке —0,3%, тогда как прочность брикетов из обычного железного порошка с тем же содержанием меди 26,7 $кГ/мм^2$ при усадке +1,8%.

Можно ожидать, что для этого порошка найдутся и другие области применения, например в различных спе-

ченных керметах — в изделиях низкой плотности, пропитанных металлическими, керамическими или органическими материалами.

Припои и коммутационные материалы

Имеется ряд сообщений об использовании порошковых материалов в качестве припоев для соединения разнородных сплавов.

Одним из очень интересных и простых приемов является создание так называемых «переходных слоев» с постепенным изменением коэффициента термического расширения от одного конца изделия к другому [6]. Для этого обычно используют технику порошковой металлургии с шихтой переменного состава в качестве исходного сырья. На рис. 2 схематически показана деталь, изготовленная таким способом.

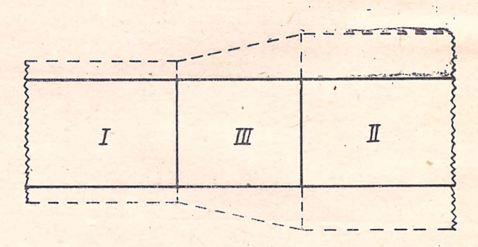


Рис. 2. Изделие, части которого (*I* и *II*) изготовлены из сплавов с различным коэффициентом термического расширения, с переходным коммутационным слоем (*III*)

Топливные элементы

Топливные элементы, некоторые из которых предусматривают использование никелевых пористых спеченных электродов, в будущем могут найти применение в космосе и в промышленности [7].

Термоэлектрические элементы

Термоэлектрические элементы, применяемые для превращения тепловой энергии в электрическую и наоборот, представляют значительный интерес с точки зрения возможностей использования их в космонавтике и в про-

мышленности. Получение этих элементов осуществляется методами порошковой металлургии, например горячим прессованием.

Тугоплавкие металлы

Перспективы применения тугоплавких металлов в космонавтике весьма обширны. Уже упоминалось об использовании пористого вольфрама в качестве ионизатора для ионных ракетных двигателей.

Применение тугоплавких металлов в других областях зависит от создания сплавов с хорошей устойчивостью против окисления или надежных защитных покрытий.

Перспективы развития порошковой металлургии

Ранее уже говорилось об огромных ассигнованиях на исследования космоса. Следует ожидать, что эти исследования вызовут дальнейшее развитие порошковой металлургии. Наиболее вероятно развитие следующих направлений:

1. Применение новых высокоэнергетических методов формирования; примером может служить уплотнение брикетов при наложении сильного магнитного поля (рис. 3). Поле напряженностью 300 *кэ* развивает давление порядка 40 *кГ/мм*², что вполне достаточно для уплотнения большинства порошковых материалов [8].

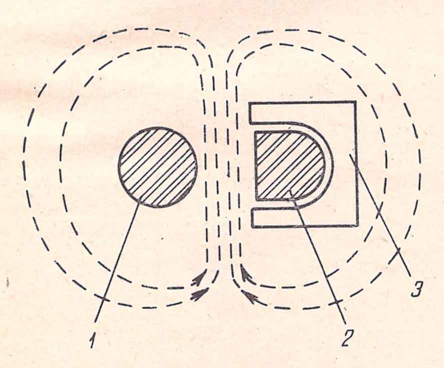


Рис. 3. Формирование брикета в магнитном поле:
1 — магнитная катушка; *2* — рабочий материал; *3* — форма

2. Интенсификация процессов уплотнения и спекания применением ультразвука, проведением спекания в присутствии жидкой фазы и пр. с целью получения более плотных и прочных деталей.

3. Разработка усовершенствованных способов получения ультратонких порошков.

4. Разработка покрытий, предохраняющих тугоплавкие металлы от окисления при высоких температурах.

5. Разработка технологии производства конструкционных деталей из предварительно легированных порошков.

6. Применение в порошковой технологии лазеров, плазменной дуги и т. д.

* *
*

Проблемы создания материалов для космических исследований могут быть частично решены применением металлокерамических материалов. В настоящее время в космонавтике используются конструкционные бериллиевые детали, фильтры, магнитные сердечники, спеченные детали для двигателей, шлюзов и пр.

Успешно развиваются исследования дисперсноупрочненных металлов, композиционных материалов, припоев, материалов для термоэлектрических преобразований. Прогресс науки в целом ведет к развитию и отдельных ее отраслей, в том числе и порошковой металлургии; новейшие достижения порошковой металлургии — применение новых методов формирования, усовершенствование процессов уплотнения и спекания, улучшение технологии получения ультратонких порошков и легированных порошков, разработка покрытий для тугоплавких металлов, применение современных источников нагрева — лазеров, плазменной дуги — все это используется для производства и обработки металлокерамических материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Karmatz F. N. Industrial Research, Jan., 1963, p. 21.
2. Peckner D. Materials in Design Engng. Oct., 1962, p. 132.
3. Chelius J. Machine Design. March, 1962.
4. Grant N. J., Proc. 16th Ann Meeting of MPIF, April, 1960.

5. Anders F. J. Alexander G. B. Wartel W. S., Metal Prog. Dec. 1952, p. 88.
6. Zimmer F. Metal Prog. Jan, 1963, p. 101.
7. Science Week, Feb. 23, 1962, p. 6.
8. Wilson W. S., Schwinghamer R. J. Indust. Res. Feb. 1963, p. 26.

Н. М. Парик
(*N. M. Parik*[1])

МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

За последние годы возрос интерес к композиционным металлокерамическим материалам. Этот класс материалов не всегда можно четко определить, поскольку в широком смысле очень многие материалы, например материалы для электрических контактов, подшипников, фрикционных элементов, твердые сплавы и т. д., могут считаться композиционными, т. е. состоящими из двух фаз с сильно отличающимися свойствами. В этой области, как и в других областях порошковой металлургии, практические достижения ушли далеко вперед от теории, объясняющей свойства этих материалов.

Можно предположить, что правильно поставленная серия экспериментов поможет создать теоретические основы технологии композиционных материалов. Это позволило бы оптимизировать технические свойства существующих материалов и разработать новые материалы с улучшенными свойствами.

Целью настоящей работы является исследование механических свойств композиционных материалов, в частности материалов, армированных металлическим волокном.

В литературе имеется значительная информация о влиянии микроструктуры на механические свойства двухфазных сплавов.

В большинстве случаев композиции представляют собой материал, в котором твердая фаза внедряется в полунепрерывную матрицу из мягкого связующего метал-

---

[1] Metals Division Armour Research Foundation, Chicago, Illinois.

ла, поэтому в качестве аналогии можно рассмотреть структуру ферритной стали с цементитной сеткой. В работе Генсамера [1] показано, что в этой системе между эффективным размером зерна ферритной стали (или расстоянием между частицами цементита Fe_3C) и пределом текучести композиции имеется хорошая корреляция: предел текучести композиции уменьшается пропорционально логарифму среднего размера зерна феррита и не зависит ни от содержания углерода, ни от формы частиц. Таким образом, прочность является чистой функцией эффективного размера зерна ферритной фазы.

Аналогичная картина, по-видимому, наблюдается и в таких системах, как W—Cu, W—Ni; W—Ni—Fe, Fe—Cu и т. д., по крайней мере, в том случае, когда частицы одной фазы не находятся в контакте друг с другом. В таких системах толщина слоя матрицы эквивалентна расстоянию между частицами твердой фазы. Роль остаточных напряжений в описании поведения композиции при трехосном напряженном состоянии остается не совсем ясной [2]. Если в твердом сплаве размер частицы уменьшить без изменения объема матрицы, то уменьшится толщина слоя матрицы между частицами, т. е. расстояние между частицами. Если напряжения, вызывающие пластическую деформацию твердых частиц, больше, чем напряжения, необходимые для деформации матрицы, то композиция будет обладать малой пластичностью, как в случае композиции W—Cu. Если критические напряжения деформации обоих компонентов близки, то материал до разрушения будет деформироваться. Матрицу можно упрочнять или путем легирования элементами, образующими твердые растворы, или введением элементов, образующих дисперсные упрочняющие фазы. Упрочнение за счет образования твердого раствора дает лучшие результаты, так как дисперсионное упрочнение приводит к образованию новых центров кристаллизации и росту дисперсных частиц из-за низкой энергии поверхностного натяжения между частицей и матрицей.

Способ упрочнения мягкой матрицы волокнами давно известен в производстве пластиков, армированных стеклянным волокном, а теория, лежащая в основе этого процесса [3], применима и для металлических материалов. При армировании металлической матрицы необходимо, чтобы волокна и матрица имели хорошее сцепление, иначе не может осуществиться передача приложен-

ной нагрузки. Важным условием также является ориентация волокон в таких композициях.

В настоящем исследовании в качестве исходного материала использовали равномерную по диаметру проволоку. Проволоку подвергали размолу в молотковой мельнице для получения волокон длиной ~ 5 *мм*, из которых далее формовали войлок заданной плотности.

Для создания композиций из металлов, не обладающих взаимной растворимостью, можно произвести пропитку волокнистого каркаса металлом матрицы. В системах с взаимной растворимостью компонентов композиции могут быть получены горячим прессованием. На рис. 1,*а* показана микроструктура композиционного материала, полученного пропиткой стального войлока серебром.

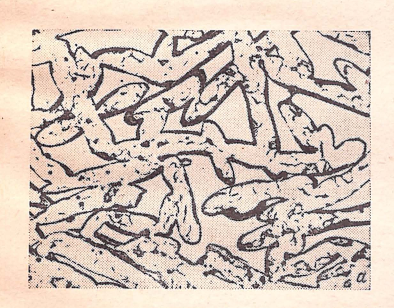
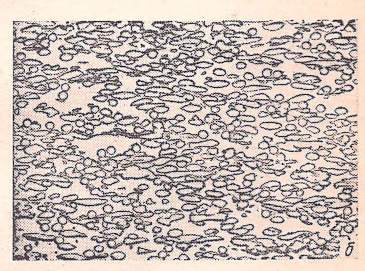



Рис. 1. Микроструктура различных композиционных материалов:
а — пропитка серебром стального войлока; *б* — горячая экструзия алюминия, упрочненного волокнами вольфрама

Структура этой композиции трехмерна, но свойства ее резко анизотропны. Микроструктура композиции алюминий — вольфрамовые волокна, полученной горячей экструзией, показана на рис. 1,*б*. Здесь волокна ориентированы в направлении главной оси, так что в этом случае материал может выдержать бо́льшую нагрузку.

Это исследование посвящено изучению влияния концентрации волокон, диаметра волокон, типа волокон, размерного фактора волокна и его ориентировки на прочность композиции. Размерный фактор — это отношение длины волокна к его диаметру: максимальное упрочнение матрицы волокном наблюдается при отношении длины к диаметру, равном 10 : 1. При одном и том же диаметре волокна увеличение его концентраций приво-

дит к резкому увеличению прочности материала, и чем меньше диаметр, тем сильнее выражено влияние концентрации. Прочность композиций, как будет показано ниже, зависит от прочности волокна. Ориентировка волокна играет огромную роль в упрочнении композиций. Максимальное упрочнение имеет место, когда все волокна расположены в направлении приложения основного

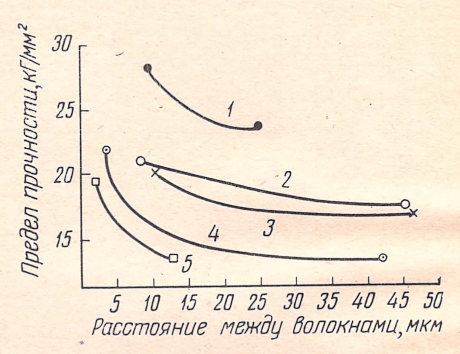


Рис. 2. Предел прочности различных композиций в зависимости от среднего расстояния между волокнами:

1 — молибден — медь; *2* — вольфрам — серебро; *3* — молибден — серебро; *4* — мягкая сталь — серебро; *5* — нержавеющая сталь — серебро

усилия. Минимальное упрочнение имеет место при расположении волокон перпендикулярно направлению приложения основного усилия. Когда большинство волокон расположено под углом 45° к направлению приложения усилия, то упрочнение составляет 75—80% максимальной прочности. И, наконец, если сравнить металлы, упрочненные волокном, с дисперсноупрочненными металлами с такой же концентрацией упрочняющей фазы, то первые будут прочнее вследствие влияния размерного фактора.

Изучение механизма упрочнения металла волокном показало, что прочность композиции зависит от типа волокон и от расстояния между ними. Расстояние между отдельными волокнами можно изменять либо изменением диаметра волокна, либо концентрации волокон. На рис. 2 показана зависимость прочности от расстояния между волокнами для нескольких армированных волокнами серебряных и медных композиций.

Для композиционных материалов справедливо известное уравнение Петча

$$\sigma_т = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}},$$

где $\sigma_т$ — предел текучести;
σ_0 — компонента $\sigma_т$, не зависящая от размера зерна при данной температуре;
k — константа;
d — диаметр зерна.

Применительно к композициям, за величину d принимается диаметр волокон, а за σ_0 — предел текучести неупрочненной матрицы; тогда уравнение достаточно справедливо, как можно видеть из рис. 3, где показана

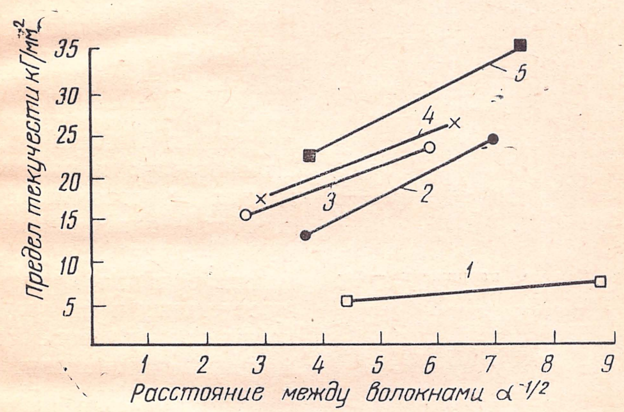


Рис. 3. Предел текучести чистого серебра и серебряных композиций, упрочненных различными волокнами в зависимости от среднего расстояния между волокнами:
1 — чистое серебро; *2* — серебро — мягкая сталь; *3* — серебро — молибден; *4* — серебро — вольфрам; *5* — серебро — сталь после термообработки

зависимость предела текучести от расстояния между волокнами для чистого серебра и серебряных композиций, армированных различными волокнами. Из представленных на этом рисунке кривых можно сделать два вывода: во-первых, чем меньше расстояние между волокнами, тем выше прочность композиции; во-вторых, при одинаковом расстоянии между волокнами прочность всей композиции тем выше, чем выше предел прочности материала волокон. Например, композиция из серебра, арми-

рованного волокнами стали, имеет в исходном состоянии небольшую прочность, однако после термообработки, упрочняющей волокна, наблюдается значительное увеличение прочности композиции. Аналогично возрастает прочность композиций со стальными волокнами с увеличением содержания углерода в стали при постоянстве остальных параметров.

Поведение армированного различными волокнами серебра при деформации исследовано по кривым напряжение — деформация и по микроструктуре деформированного материала. Деформационные кривые, представленные на рис. 4, показывают, что предел текучести при очень малых деформациях (менее 10^{-4}%) не зависит от плотности волокна или типа волокна, т. е. напряжение, вызывающее деформацию сдвига в чистом серебре и в композициях с матрицей из серебра, одинаково. По мере увеличения деформации волокна препятствуют сдвигу и на поверхности раздела волокон и матрицы происходит накопление дислокаций, что увеличивает степень механического упрочнения. Этот эффект является точной аналогией эффекта, упрочняющего действия границ зерна, обнаруженного в поликристаллических металлах. Здесь распространение сдвига уменьшается с уменьшением диаметра зерна, а для композиций диаметр зерна приравнивается расстоянию между волокнами.

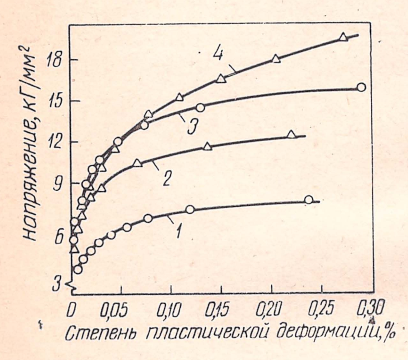


Рис. 4. Кривые напряжение — деформация для чистого серебра (*1*) и серебряных композиций, содержащих 30% волокон:

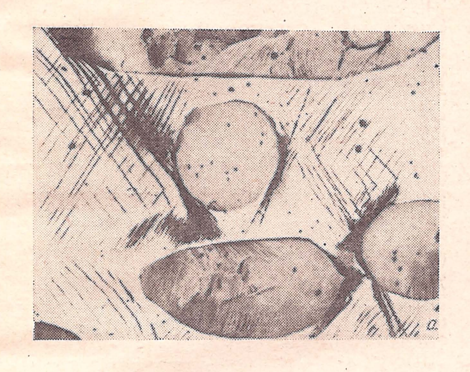
2 — мягкой стали; *3* — молибдена; *4* — стали после термообработки

Второй вывод заключается в том, что при одинаковой концентрации одни волокна больше препятствуют перемещению дислокаций, чем другие.

Напряжение, необходимое для того, чтобы вызвать пластическую деформацию волокна, складывается из двух компонентов: приложенного усилия и напряжения сдвига, возникающего в результате деформации и скопления дислокаций в матрице. Так как твердость (и проч-

ность) волокон в исследованных композициях возрастает в порядке: мягкая сталь — молибден — термообработанная сталь, то одно и то же усилие, если оно достаточно велико, вызывает наибольшую деформацию сдвига в волокнах мягкой стали и наименьшую — в термически обработанной стали. Исследование линий сдвига в структуре композиций при различных степенях деформации (вплоть до разрыва) подтверждает эту гипотезу.

Наименьшее механическое упрочнение наблюдается в композиции серебро — волокна мягкой стали (рис. 4), что сопровождается заметной деформацией как матрицы, так и волокон, как показано на рис. 5,*а*. Тщательное изучение микроструктуры композиции серебро — волокна мягкой стали показало, что сдвиг начинается в более



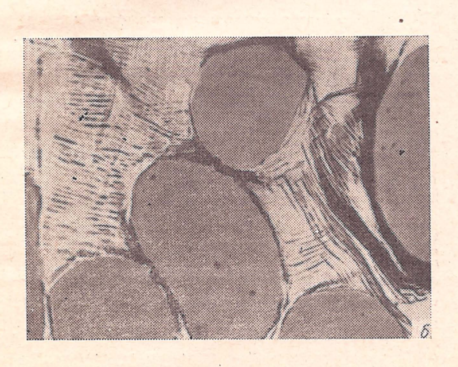


Рис. 5. Линии сдвига в серебряной композиции, содержащей 30% волокон стали, деформированной до термообработки (*а*) и после термообработки (*б*)

мягкой матрице; концентрация напряжений в серебре вследствие накопления дислокаций активирует поверхностные источники деформации на волокнах, откуда линии сдвига распространяются во внутренние объемы волокон.

В композиции серебро — сталь после термообработки наблюдается наибольшее механическое упрочнение (рис. 4); линии сдвига в волокнах отсутствуют (рис. 5,*б*), несмотря на значительную деформацию матрицы (вплоть до разрыва). Микроскопическое изучение линий излома в этих композициях показало, что излом зарождается на поверхности раздела волокно — матрица и обычно распространяется по матрице, прочность которой значительно ниже.

Исследование кривых, представленных на рис. 4, приводит к еще одному интересному выводу: чем больше скорость механического упрочнения при данном приложенном усилии, тем полнее возврат, т. е. тем меньше остаточная деформация в образцах. Для уплотнительных материалов, работающих в условиях динамической нагрузки, самым важным свойством является полнота возврата после деформации. Из кривых рис. 4 следует, что чем выше скорость механического упрочнения для данной композиции, тем полнее возврат при данной температуре. Это свойство композиций очень полезно при разработке армированных волокном уплотнительных материалов, работающих при условиях изменения давления от 0 до 3,5 $кГ/мм^2$ и в температурном интервале от 25 до 600°С. Эти уплотнения не допускают утечки газа даже после длительной эксплуатации. Эффективность и диапазон условий, при которых работает материал, возрастают с увеличением скорости механического упрочнения композиции.

* *
*

Исследованы механические свойства композиционных материалов, в частности металлокерамических композиций, армированных волокном. Природа упрочнения материала при введении волокон или дисперсных порошковых частиц одинакова с упрочнением за счет границ зерен в поликристаллических материалах.

Прочность композиций зависит в основном от расстояния между волокнами и от прочности самих волокон.

Увеличение скорости механического упрочнения этих композиций дает возможность получать хорошие уплотнительные материалы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Gensamer M. Trans. ASM, 1946, v. 36, p. 30.
2. Gurland J. Trans. ASM, 1958, v. 50, p. 1963.
3. Outwater J. O. Modern Plastics, 1956, v. 33, p. 156.

Дж. Леффлер, К. Х. Мак-Ки,
Р. Дж. Стьюлигросс
(J. J. Loeffler, K. H. McKee,
R. J. Stuligross[1]*)*

ВАКУУМНОЕ СПЕКАНИЕ ЦЕМЕНТИРОВАННЫХ КАРБИДОВ И ТУГОПЛАВКИХ СПЛАВОВ

После второй мировой войны широкое развитие получила вакуумная обработка металлов. В настоящей работе вопросы вакуумной техники рассматриваются лишь применительно к процессам спекания карбидных сплавов и горячего прессования тугоплавких металлов и сплавов. Более подробно различные аспекты вакуумной технологии освещены в работах [1—4].

Вакуумное спекание цементированных карбидов

В работе Кебеля [5], опубликованной в 1961 г., дан прекрасный обзор современного оборудования для высокотемпературного спекания. Первые конструкции печей для спекания тугоплавких металлов были созданы на предприятиях порошковой металлургии, поскольку опыт разработки печей такого рода в промышленном масштабе отсутствовал. Ранние конструкции вакуумных печей в настоящее время совершенствуются за счет оснащения печей более мощным насос-

---

[1] Metallurgical Products Dep. General Electric Co, Detroit, Michigan.

ным оборудованием, обеспечивающим достижение высокого вакуума, и более точной контрольной аппаратурой.

Усовершенствование вакуумной техники позволило увеличить производство тугоплавких материалов, а также получить сплавы с повышенными свойствами.

Вакуумной обработке подвергаются главным образом поликарбидные сплавы, например TiC—WC—Co и

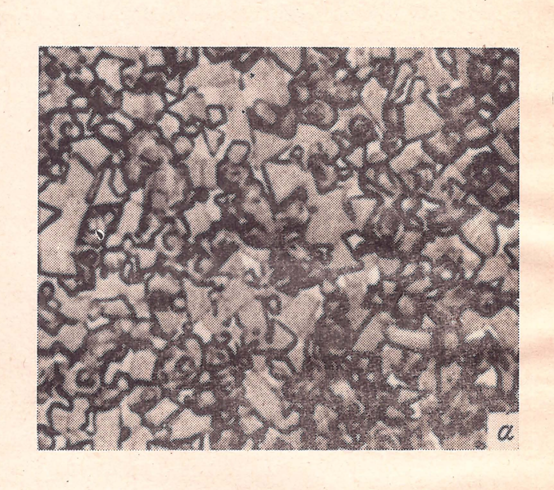




Рис. 1. Микроструктура карбидных сплавов:
а — сплав 72% WC+11,5% TaC+8% TiC+8,5% Co; ×1500;
б — сплав 83% Cr_3C_2+15% Ni +2% W; ×600

WC—TiC—TaC—Co. Эти сплавы были разработаны в тридцатых годах для обработки некоторых марок инструментальных низкоуглеродистых сталей, когда возникла проблема привариваемости инструмента к обрабатываемому изделию. Кроме того, вакуумное спекание используется в производстве целого ряда карбидных сплавов: TiC—Ni—Mo, Cr_3C_2—Ni, WC—TaC—Co, WC—Co—Cr, WC—Ni—Cr и т. д. Типичная микроструктура сплавов этих систем приведена на рис. 1.

Сравнивая свойства многокомпонентных карбидных сплавов, полученных вакуумной обработкой и обычным спеканием в водороде, можно заметить, что более высокие свойства имеет сплав, полученный вакуумной обработкой. Ниже приведены данные испытаний сплава 72% WC+11,5% TaC+8% TiC+8,5% Co после спекания его в вакууме и в водороде.

	Спекание в водороде	Спекание в вакууме
Твердость HR_A	91,0	91,0
Предел прочности, *кГ/мм²*:		
при поперечном растяжении	122,5	192,5
при сжатии	416,5	444,5
Предел пропорциональности, *кГ/мм²*	170,1	175
Модуль Юнга, *кГ/мм²*	53200	56700
Износ, *мм*:		
по плоскости	0,532	0,127
в кратере	0,711	0,481

Преимущества вакуумного спекания заключаются в следующем:

1) исключается возможность загрязнения азотом и кислородом;

2) улучшается качество выходных материалов;

3) обеспечиваются наилучшие условия для диффузионных реакций;

4) устраняются летучие примеси и предотвращается адсорбция примесей из внешних источников;

5) обеспечивается наилучшая ассимиляция легирующих присадок.

Изучение фазовой диаграммы состояния Ti—C, показанной на рис. 2 [6], позволяет понять характеристики многокомпонентных карбидных сплавов и других карбидных систем. Здесь мы имеем пример дефектной структуры, т. е. структуры, которая может существовать

в широком интервале концентраций. К сожалению, высокими свойствами обладают сплавы только в относительно узкой области, соответствующей стехиометрическому составу (т. е. от 18,5 до 20,05% C), а точного стехиометрического состава довольно трудно было достигнуть.

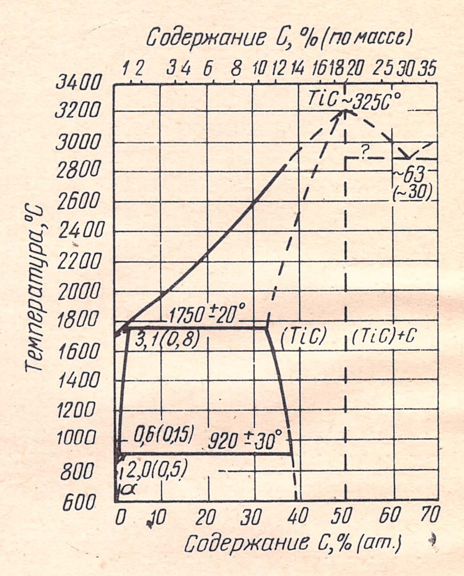


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Ti–C [6]

Карбид TiC имеет гранецентрированную решетку типа NaCl; характер связей и величина межатомных расстояний в решетке благоприятствуют замещению атомов углерода в карбиде атомами кислорода и азота. Карбидизация TiC в виде твердых растворов с карбидом вольфрама или тантала в атмосфере водорода, общепринятая в производстве сложных карбидов, помогает до некоторой степени очистить решетку, но не устраняет дефектность решетки по углероду. Следовательно, в последующих операциях необходимо каким-либо способом восполнить этот дефицит. При спекании в вакууме эта задача решается относительно просто, так как вывод газообразных продуктов реакции обеспечивает необходимую полноту реакций при спекании.

Другим благоприятным фактором при спекании в вакууме является возможность увеличения продолжительности спекания при данной температуре, тогда как при спекании в водороде увеличение выдержки ведет к окислению поверхности изделия вследствие реакции с примесями в водороде. Возможность длительных выдержек делает способ вакуумного спекания идеальным для больших деталей. Максимальные размеры карбидных деталей при вакуумном спекании зависят лишь от мощности печи и производительности вакуумных насосов.

Примеси даже в следовых количествах оказывают значительное влияние на реакции, происходящие на поверхности раздела при спекании с жидкой фазой. Создание высокого вакуума обеспечивает удаление газообразных примесей. Спектрографический анализ налета на визирном стекле вакуумной печи после термообработки сложных карбидов при температуре ~ 1200°С выявил присутствие в налете переменных количеств серы, кремния, магния, марганца, железа, алюминия и никеля.

Нежелательна во время спекания и ассимиляция примесей из внешних источников. Даже песочные засыпки, обычно используемые при спекании в атмосфере водорода, могут служить источником загрязнения. Примером такого загрязнения является диффузия алюминия в сплавы WC—Co: после кратковременного спекания во внешних слоях карбида обнаружено до 0,5% Al (Быстрова и др. [7] показали, что уже малые содержания алюминия снижают твердость и прочность сплавов, содержащих 8% Co, примерно на 40%). При вакуумном спекании не требуется никаких засыпок, а четкий температурный контроль предотвращает диффузию примесей из материала конструкции печи.

С другой стороны, небольшие легирующие добавки, вводимые в исходный материал, повышают качество готового изделия. Примером благоприятного действия добавок может служить предотвращение роста зерна при введении $Cr_3—C_2$, VC или TaC, стойкости против коррозии — при введении хрома и никеля и увеличение сопротивления истиранию в присутствии TaC. Вакуумное спекание сделало реальным производство многих сплавов, которые практически невозможно получить при общепринятом спекании в водороде.

Классический тип вакуумной печи для спекания твердых сплавов представлен на рис. 3.

В работе Браунли с сотрудниками [8] описаны несколько более сложные конструкции печей этого типа, но также с механическими насосами. Разрежение в холодной печи достигает порядка $5 \cdot 10^{-2}$ *мм рт. ст.*; с повышением температуры до 1200°С давление возрастает до 1,5 *мм рт. ст.*, а при температуре спекания составляет 1 *мм рт. ст.*

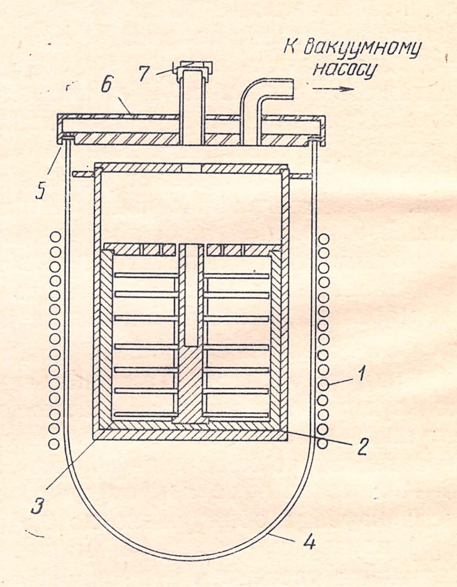


Рис. 3. Печь для вакуумного спекания твердых сплавов:

1 — индуктор; *2* — графитовый нагреватель; *3* — графитовый тигель; *4* — кварцевая колба; *5* — резиновое уплотнение; *6* — водоохлаждаемая крышка; *7* — визирное стекло

Разработаны режимы эксплуатации этих печей, обеспечивающие возможность регулирования степени карбидизаций и минимальные потери кобальта от испарения. Первым шагом в развитии производства оборудования для вакуумного спекания было создание лабораторной установки с соответствующим высоковакуумным насосным оборудованием. Эта первая модель по существу представляла конструкцию, показанную на рис. 3 с добавлением высоковакуумной системы. Первая высоковакуумная печь вскоре была заменена установкой более

совершенной, сначала опытно-промышленной, а затем и промышленной. Лабораторные и полупромышленные опыты дали достаточный материал для конструирования промышленных печей. Диапазон рабочих давлений в печи составляет примерно $(1 \div 100) \cdot 10^{-3}$ *мм рт. ст.*, насосная система выбирается с таким расчетом, чтобы обеспечить необходимую производительность в этом диапазоне. Изменение во времени температуры и давления в печи высокой производительности показано на рис. 4. Загрузка составляла 125 *кг* твердого сплава карбалой, для обработки стали следует отметить изменение давления во время выдержки при 1200°С; удаление газов—продуктов

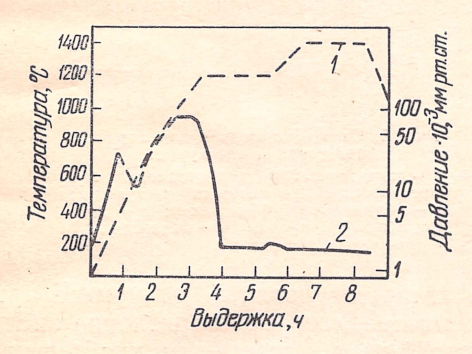


Рис. 4. Изменение в процессе спекания температуры (*1*) и давления (*2*) в промышленной высоковакуумной печи

реакции восстановления углерода остаточным кислородом с помощью высокопроизводительного масляного струйного насоса протекает весьма интенсивно.

В настоящее время уже накоплен достаточный опыт как в разработке оборудования, так и в технологии процесса вакуумного спекания.

Вакуумное горячее прессование тугоплавких сплавов

Вакуумное горячее прессование, как и вакуумное спекание, позволяет получать материалы с минимальным содержанием кислорода и азота. Существует несколько вариантов конструкций прессов для вакуумного горячего прессования специальных материалов, в том

числе сплавов циркония, ниобия и суперсплавов. Схема типичной установки для горячего прессования в вакууме представлена на рис. 5.

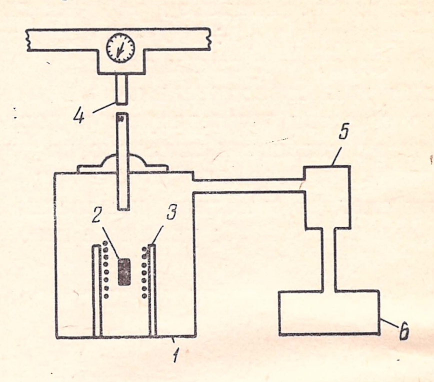


Рис. 5. Схема установки для горячего прессования в вакууме:

1 — металлический контейнер; *2* — пресс-форма; *3* — катушка индуктора; *4* — гидравлический плунжер; *5* — диффузионный насос; *6* — механический насос

Особенно интересно горячее вакуумное прессование специальных материалов, где загрязнение кислородом и азотом должно быть минимальным для достижения оптимальных физических свойств. Горячее прессование в вакууме, подобно обычному горячему прессованию, позволяет получать плотную заготовку при относительно низких добавлениях, т. е. изделия большого диаметра можно прессовать на прессах малой мощности. Так как уплотнение порошка и спекание проводятся за одну операцию, отпадает необходимость транспортировки предварительно уплотненной заготовки в печь для спекания. В процессе вакуумирования удаляется адсорбированный на поверхности частиц порошка газ, что активирует уплотнение материала.

Нагрев пресс-формы осуществляется в индукторе непосредственно или за счет излучения графитового сусцептора; оба варианта показаны на рис. 6. Непосредственный нагрев более эффективен, но менее удобен, так как в этом случае пресс-формы для прессования различных изделий должны иметь постоянный наружный диаметр.

После установки пресс-формы с шихтой в полость

контейнера пресса начинается дегазация холодной пресс-формы. Нагрев производится только после полной дегазации. Контроль процесса осуществляют по температуре, давлению и другим параметрам.

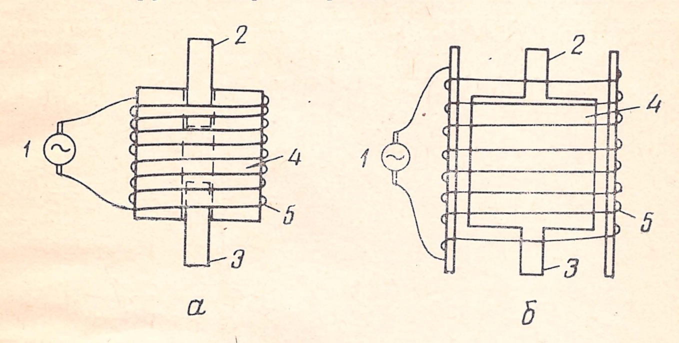


Рис. 6. Нагрев пресс-формы в процессе вакуумного горячего прессования непосредственно в индукторе (*а*) или от излучения графитового сусцептора (*б*):

1 — высокочастотный источник питания; *2* — верхний пуансон; *3* — нижний пуансон; *4* — корпус пресс-формы; *5* — индуктор

Основная причина, препятствующая в настоящее время широкому применению вакуумного горячего прессования — это отсутствие надежных материалов для изготовления пресс-форм.

Стальные пресс-формы могут применяться при давлениях до 1 *Т/см*² и температуре порядка 565°С. Наиболее распространенные графитовые пресс-формы выдерживают температуру до 2300°С с максимальным давлением 175 *кГ/см*², причем в этом случае необходимо учесть возможность карбидизации прессуемого порошка. Скорость процесса невелика, так как и нагрев до заданной температуры, и охлаждение в вакууме замедленно.

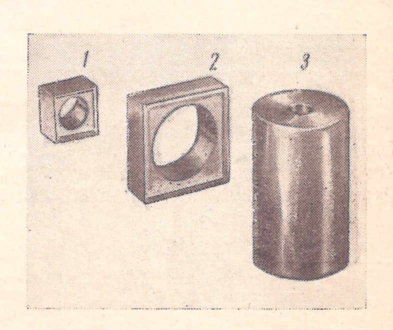


Рис. 7. Детали из циркониевого сплава циркалой-2, полученные вакуумным горячим прессованием:

1 — суппорт топливного элемента весом 2,2 *кг;* *2* — то же, весом 6,6 *кг;* *3* — заготовка под экструзию весом 45 *кг*

На рис. 7 показаны некоторые детали, полученные вакуумным горячим прессованием легированного порошка циркония.

Как видно из рис. 8, прессованный циркониевый сплав имеет β-структуру и свободен от пористости.

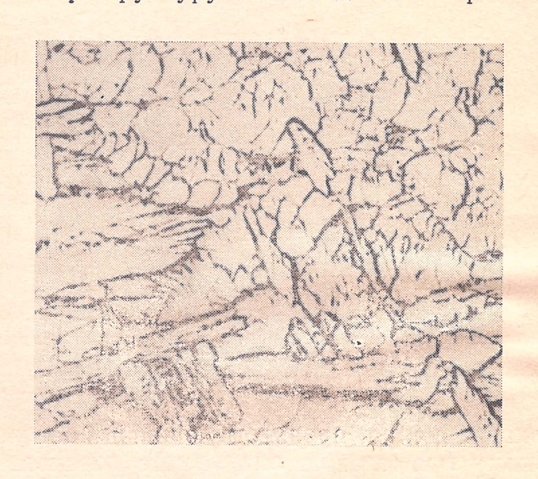


Рис. 8 Микроструктура сплава циркалой-2

Сравнение физических свойств и устойчивости против высокотемпературной коррозии изделий из сплава циркалой-2, полученных вакуумным горячим прессованием и обычным литьем с последующей обработкой давлением, представлено ниже.

	Вакуумное горячее прессование	Литье с последующей обработкой давлением
Взрывная прочность, *кГ/мм²*	5,6	5,2
Предел прочности при растяжении, *кГ/мм²* . . .	59,5	49
Относительное удлинение, %	25	30
Твердость HR_B, *кГ/мм²*	87	87
Плотность, *г/см³*	6,57	6,57
Устойчивость против коррозии[1], *мг/см²*	19	19
Размер зерна, балл по ASTM	7	6

[1] Потери массы при выдержке 72 *ч* в потоке пара под давлением 100 *ат* при температуре 400°С.

При производстве дорогостоящих материалов, в том числе и циркониевых сплавов, обычные преимущества порошковой металлургии выступают еще более ярко вследствие различия в стоимости исходного сырья для металлокерамического производства и литья под последующую механическую обработку.

По общепринятой технологии для изготовления большого суппорта весом 6,6 *кг* (*2* на рис. 7) подвергают на токарно-фрезерной обработке поковку весом 16 *кг*, полученную вакуумным дуговым переплавом циркониевой губки. В металлокерамическом производстве расход циркониевого порошка для изготовления этой детали составляет всего 9 *кг*.

При вакуумном горячем прессовании порошков устраняется операция ковки и сокращается съем материала при механической обработке, что особенно важно при изготовлении деталей с внутренними отверстиями большого диаметра.

Достижение желаемых физических свойств в металлокерамическом цирконии возможно лишь при минимальном содержании кислорода, азота и водорода. Присутствие кислорода в количестве свыше 0,3% способствует хрупкости материала, а содержание азота выше 0,025% снижает его устойчивость против коррозии; содержание водорода свыше 0,02% уменьшает пластичность. Загрязнение материала может происходить с поверхности во время обработки, причем вероятность загрязнения возрастает по мере повышения степени дисперсности порошка, так как при этом увеличивается удельная поверхность порошка. Поэтому рекомендуется работать с относительно грубыми порошками. Другим способом предотвращения загрязнения служит применение менее чувствительного к загрязнению гидридного порошка.

Наилучшие результаты дает объединение этих двух способов, т. е. горячее вакуумное прессование грубых гидридных порошков. При нагреве в вакууме гидрид легко отдает водород; при этом создаются активные металлические контактные поверхности, диффузия по которым способствует интенсивному уплотнению материала по мере повышения температуры и давления.

Горячее прессование в вакууме открывает дорогу для производства новейших специальных материалов. Для

внедрения процесса в промышленность необходимы некоторые доработки.

Необходимо отработать циклы нагрева и охлаждения, улучшить материал пресс-форм для их повторного использования; тогда процесс горячего прессования в вакууме сможет конкурировать с изостатическим прессованием и спеканием в вакууме.

ЛИТЕРАТУРА

1. Santeler D. Internat. J. Sci. and Technol. Jan, 1963.
2. Steinherz H. A. Chem. Engng., Aug. 20, 1962.
3. Vanderslice T. A., Chem. and Engng. News, Dec. 18, 1961.
4. Dushman S., Lafferty J. M. Scientific Foundations of Vacuum Technique, 1961.
5. Koebel N. In «Proc. 17-th Ann. Techn. Conf. MPIF», 1961.
6. Hansen M. Constitution of Binary Alloys, 2-nd ed Mc-Graw-Hill, 1958, p. 383.
7. Быстрова К. А., Новикова Т. А., Функе В. Ф. Изв. АН СССР, ОТН, 1960, № 4, с. 124.
8. Brownlee L. D., Edwards R., Raines T. In «Proc. Symposium on Powder Metallurgy, London, 1954», Iron and Steel Inst., L., 1956, p. 143.

Ф. Дж. Земо

(F. J. Zemo[1]*)*

ПЕРЕДАЧА ТЕПЛА ЧЕРЕЗ ПОРИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ

За последние десятилетия достигнуты большие успехи в исследованиях пористых материалов. Пористые изделия из металлических порошков используются в качестве теплообменников, фильтров, конструкционных пористых деталей и т. д.

Известно, что применение пористых материалов как среды для передачи тепла было предложено еще в начальный период развития порошковой металлургии начиная с 1928 г., в технической литаратуре неоднократно рассматривались потенциальные возможности использования теплопередающих устройств из пористых изделий[2].

---

[1] Purolator Products, Inc., Rahway, New Jersey.

[2] Патенты (США) № 189333, 1928, № 1959934, 1930; № 2401797, 1943.

Было дано описание различных конструкций, служащих для охлаждения или нагрева газа или жидкости при прохождении через проницаемый слой. Использование псевдоожиженных слоев в качестве катализаторов в химической промышленности заставило изучить вопросы теплообмена в этих слоях. Работы Якоба и Чью [1] показали, что теплопроводность смешанных и псевдоожиженных слоев выше, чем у систем, использующих чистый газовый поток.

В настоящее время продолжаются исследования по упомянутым направлениям; кроме того, изучаются и другие проблемы, например такие как охлаждение испарением, разрабатываются металлокерамические покрытия и пр.

Пористый металл широко используется в качестве испарительных охладителей обшивки ракеты при входе ее в плотные слои атмосферы. Испарительное охлаждение предусматривает принудительное пропускание жидкости через пористую среду; в этом случае тепло, выделяющееся на поверхности обшивки ракеты вследствие трения при движении с высокой скоростью, поглощается и рассеивается испарительным охлаждающим устройством. По проблемам защитного охлаждения такого рода проведены обширные исследования. Работы Эккерта [2] показывают, что охлаждение испарением более эффективно, чем конвективное или пленочное охлаждение в равнозначных системах. Родственный этим формам принцип охлаждения применяется для конструкций, работающих при высокой температуре: один металл испаряется в порах другого. Продукты испарения проходят через поры металла и охлаждают его. В этом случае металлы могут выдерживать воздействие температур, значительно превышающих точку их кипения (рис. 1).

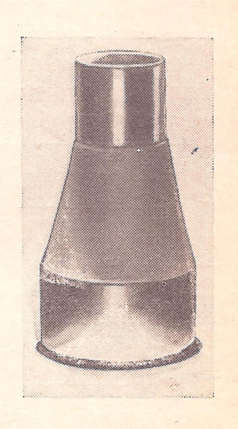


Рис. 1. Деталь, работающая при высокой температуре с системой охлаждения по принципу испарения одного металла в порах другого

Другая рассматриваемая область затрагивает применение пористых металлов как средство защиты низкотемпературных систем. Предположительно этот способ защиты может найти применение в одноступенчатых ле-

тательных системах, например в высотных зондах и в некоторых видах военных ракет.

Керметы используются более широко, здесь усилия направлены на разработку керамических покрытий для пористых металлов. Хотя эти материалы не являются истинными керметами, можно надеяться, что в скором времени будут разработаны методы контроля теплопередачи в этих системах при сохранении таких положительных свойств металлического пористого тела, как прочность, легкость, пористость. Предусматривается применение металла, покрытого керамикой, в качестве облицовки, противостоящей высокой начальной температуре при высоком давлении газа в импульсе и рассеивающей тепло через пористые блоки (рис. 2). В настоящее время разрабатывается теплообменник жидкость — жидкость. Его назначение — охлаждение и контроль температуры смазочного масла в автомобильном двигателе. Масло передается через трубы, запрессованные в слой пористого металла, и вода, под давлением просачиваясь сквозь пористый слой, охлаждает масло (рис. 3). В недавно законченном проекте были использованы в комбинации фильтровальные и теплопередающие свойства пористого металла, чтобы изготовить блок, который будет служить в качестве терморасширяющегося клапана (рис. 4). Его цель — охлаждать один из узлов системы наведения. Предусмотрены необходимые условия для рассеивания охладителя на значительной по отношению к размерам системы поверхности. Способность пористого тела служить в качестве терморасширяющегося клапана очень важна и используется в миниатюрных герметизированных блоках и прерывателях потока.

Возможность использования пористого материала для контроля температуры на поверхности практически не ограничена. Детали из пористого материала могут использоваться для создания условий локального нагрева и охлаждения или для устранения локального перегрева механизма. Пористый металл может служить в качестве капиллярной системы с жидким хладоагентом.

Вышеперечисленных примеров достаточно, чтобы показать широкие возможности для использования пористых материалов в теплообменных устройствах. Остается только доказать способность этих материалов к конкуренции с общепринятыми сейчас в холодильном машино-

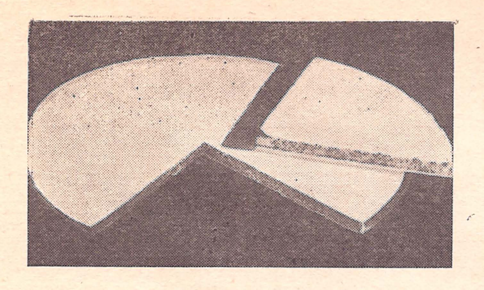


Рис. 2. Пористый металлический блок с керамическим покрытием, применяемый для рассеивания тепла

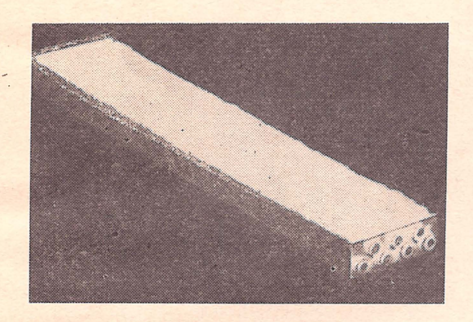


Рис. 3. Теплообменник типа жидкость — жидкость: медные трубки, запрессованные в матрицу из медного волокна

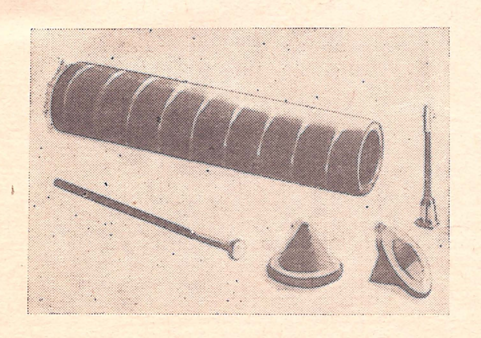


Рис. 4. Терморасширяющийся клапан из пористого материала

строении материалами, что зависит от ответа на два вопроса: во-первых, будет ли увеличение эффективности теплообмена при использовании пористой металлокерамики настолько велико, чтобы оправдать это использование, и во-вторых, насколько велики будут необходимые изменения в конструкции холодильных установок при введении в них пористых холодильников. Эти же вопросы можно поставить несколько иначе: оправдывает ли увеличение эффективности теплообмена при использовании пористой металлокерамики конструкционные изменения в холодильных установках, и достаточна ли теплопроводность пористых покрытий для использования их в современных холодильных системах с низким входным импендансом.

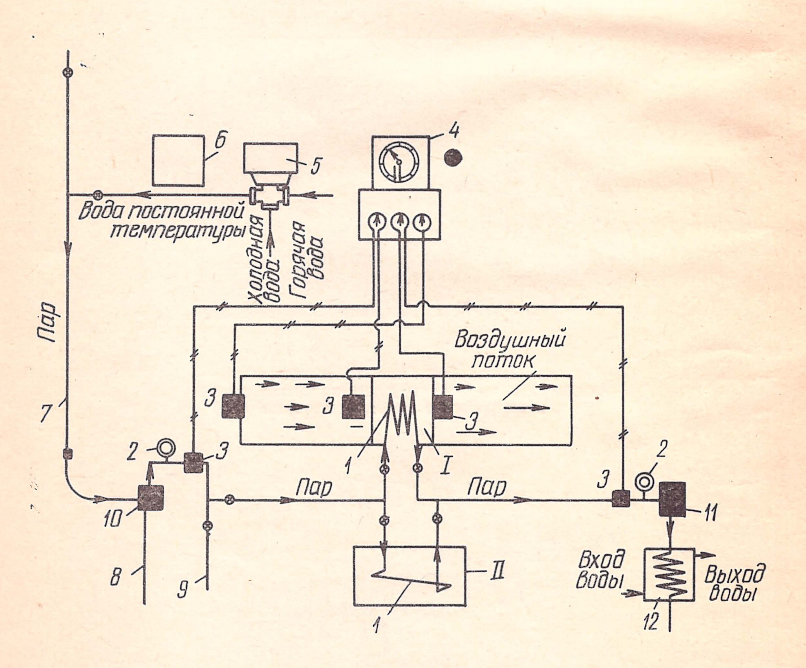


Рис. 5. Схема экспериментальной установки для оценки эффективности теплопередачи через трубопровод в динамической системе пар — воздух (*I*) и в статической системе пар — вода (*II*):

1 — трубопровод; *2* — манометры; *3* — температурные датчики; *4* — самописец для записи температуры; *5* — смеситель; *6* — контроллер; *7* — паропровод; *8* — дренажная труба; *9* — отводная труба; *10* — клапан паропровода переменного давления и температуры; *11* — клапан паропровода постоянного давления и температуры; *12* — блок охлаждения

Большинство конструкций применяемых в настоящее время жидкостных и газовых теплообменников стандартизовано, при этом сечение потока обычно минимально (особенно при использовании газов) и соответствует условиям насыщения системы питания холодильника. Это необходимо учитывать при определении возможности использования пористого материала в блоках охлаждения, автомобильных регуляторах и в системах смазки двигателя. Проблема заключается не только в качественной оценке обменной среды, но и в возможности ее применения к существующей системе.

Эти соображения вызвали исследование систем охлаждения двух видов: слоя пористого металла заданной толщины и пористого металлического покрытия. В соответствии с этим производилась сравнительная оценка теплопередачи через пористую металлическую среду и стандартный трубопровод, или через трубопровод с пористым покрытием и стандартный трубопровод. Схема испытательной установки показана на рис. 5.

Ниже дано описание методики экспериментов и изложены предварительные результаты, которые могут служить основой для разработки промышленных теплообменных систем.

Системы воздух — пар

Статическая естественная конвекция

В условиях статической естественной конвекции проведена сравнительная оценка эффективности теплообмена через плоский стандартный змеевик и змеевик с пористым металлическим покрытием при продувке пара через змеевик и потока воздуха нормально к плоскости змеевика (рис. 6).

Вопреки ожиданиям, скорость теплопередачи через трубопровод с покрытием из пористого металла в начальный момент была несколько ниже стандартной.

Это можно объяснить существованием изоляционного барьера — воздушной прокладки в порах покрытия. Однако по истечении некоторого периода теплопередача через змеевик с пористым металлическим покрытием проходит значительно более интенсивно, чем через стандартный змеевик. Цифровые данные этого эксперимента приведены в табл. 1.

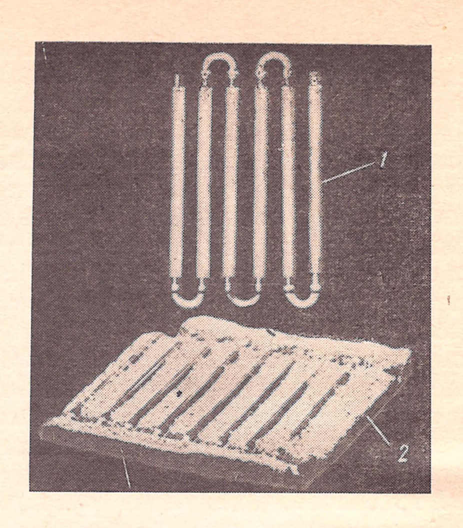


Рис. 6. Плоский змеевик с пористым металлическим покрытием (*1*) и ряд труб в пористом блоке (*2*)

Таблица 1

Теплопередача в системе пар—воздух через стандартный трубопровод и трубопровод с пористым покрытием

Период измерения, *мин*	Скорость нагрева воздушного потока, *град/мин*		Изменение теплопередачи по отношению к стандартной, %
	через стандартный трубопровод	через трубопровод с покрытием	
0—14	2,35	2,05	—12,5
5—14	0,59	0,7	+18,5

Конвекция в переменном потоке

Схема эксперимента в этом случае аналогична описанной выше (см. рис. 5 и 6), воздушный поток также проходит нормально плоскости змеевика, но скорость потока переменна.

Результаты эксперимента показали среднее увеличение теплопроводности при использовании змеевика с пористым покрытием на 5—11%. Это относительно небольшое увеличение постоянно и возрастает по мере ускорения потока (рис. 7).

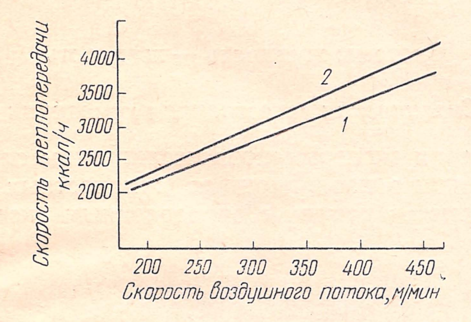


Рис. 7. Теплопередача в системе пар — воздух через стандартный трубопровод (1) и через трубопровод с пористым металлическим покрытием (2) в зависимости от скорости воздушного потока

Интенсификация теплопередачи через пористое металлическое покрытие с увеличением скорости потока служит доказательством существования воздушной подушки на шероховатой поверхности покрытия.

Конвекция в потоке с принудительной подачей

В этой серии экспериментов исследована теплопередача через ряд плоских труб в пористом металлическом блоке в сравнении с теплопередачей через обычный плос-

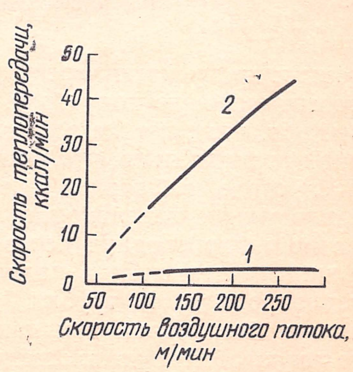


Рис. 8. Теплопередача в системе пар — воздух (с принудительной подачей воздуха) через плоский трубопровод (1) и через трубопровод, вмонтированный в пористый металлический блок (2) в зависимости от скорости воздушного потока

кий трубопровод. Теплопередача через трубопровод, вмонтированный в пористый блок, очень интенсивна, что показано на рис. 8. Различие в скорости теплопередачи составляет в исследованном интервале скоростей воздушного потока 7,9—11,3 раза.

Системы жидкость — жидкость

Статическая естественная конвекция

В этой серии экспериментов исследованы спиральные теплообменники в изоляционных жидкостных камерах. Блок помещают в камеру с определенным количеством

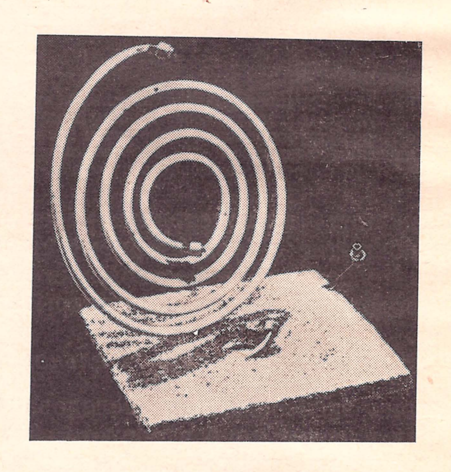


Рис. 9. Спиральный теплообменник

воды и пропускают через спираль с контролируемой скоростью горячую воду (рис. 9). Кривые на рис. 10 показывают, что влияние пористого слоя в статических условиях отрицательно, что вызвано, вероятно, характером распределения потоков в пористом блоке, затрудняющем теплоотвод с поверхности металлической трубки. Измерение теплопередачи через спираль с пористым металлическим покрытием подтверждает это предположение: теплопроводность трубки с тонким покрытием значительно возрастает, так как покрытие создает дополнительную обменную площадь, не изменяя условий тепло-

отвода с поверхности труб (рис. 11). Увеличение теплообмена через трубы с пористым покрытием относительно обычных труб составляет от 12 до 24%, тогда как теплообмен через спираль в пористом блоке обычно на 10—18% ниже, чем теплообмен через плоскую спираль.

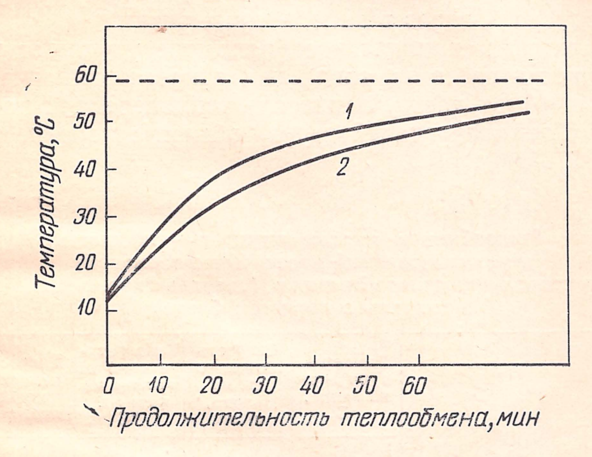


Рис. 10. Изменение температуры в водяной камере в результате теплообмена через плоскую спираль (*1*) и через плоскую спираль в пористом блоке (*2*); пунктиром показана температура горячей воды в теплообменнике

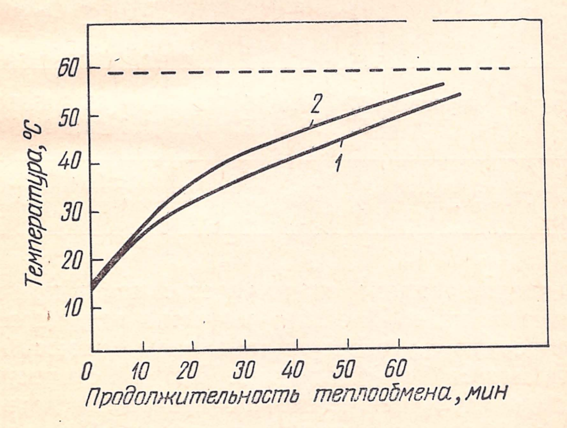


Рис. 11. Изменение температуры в водяной камере в результате теплообмена через плоскую спираль (*1*) и через плоскую спираль с тонким слоем пористого покрытия (*2*); пунктиром показана температура горячей воды в теплообменнике

Теплообменники, опробованные в этой серии экспериментов, аналогичны описанным выше теплообменникам для системы пар — воздух. Через камеру проходил контролируемый поток охлаждающей воды, горячую воду пропускали через теплообменные витки.

Пористое металлическое покрытие улучшает теплопроводность системы, тогда как запрессовка спирали в пористый блок дает уменьшение теплопередачи по сравнению с теплопередачей через обычные плоские трубы (табл. 2).

Таблица 2

Теплообмен в системе жидкость — жидкость через стандартный плоский теплообменник и экспериментальные теплообменники (спираль с пористым покрытием и спираль в пористом блоке)

Тип экспериментального теплообменника	Температура воды на входе, °С		Скорость потока воды на входе, *л/мин*		Температура воды на выходе из камеры, °С		Скорость теплообмена, *ккал/мин*		Изменение теплообмена относительно стандартных условий, %
	теплообменника	камеры	теплообменника	камеры	со стандартным теплообменником	с экспериментальным теплообменником	через стандартный теплообменник	через экспериментальный теплообменник	
Спираль в пористом блоке	57	10,6	15,6	1,25	40	35,3	35,0	30,5	−13
	57	10,6	15,6	3,15	21,7	23,9	41,5	34,8	−16
Спираль с пористым покрытием	60	10,6	15,2	1,25	26,7	22,8	28,7	21,2	+35

Повышение теплопередачи через спираль при нанесении пористого металлического покрытия достигает 35%, и несомненно, что с усовершенствованием покрытий теплопередача может быть увеличена. Так как скорость потока в жидкостной камере обычно невелика, система, вероятно, не обладает энергией, достаточной для проникновения потока в пористые блоки, поэтому увеличение поверхности не интенсифицирует теплообмен, как пред-

полагалось, а ведет к образованию барьера, препятствующего естественной конвекции. В результате скорость теплообмена через спираль в пористом блоке падает на 13—16%.

* *
*

Предварительные исследования теплопередачи через пористые металлы показывают перспективность применения этих систем. Безусловно для создания конструкций, имеющих промышленное значение, необходима большая исследовательская работа.

Необходима подробная разработка теории теплопередачи через пористую среду, а также и уточнение технических характеристик конструкции теплообменников — их размеров, конфигурации, толщины слоя покрытия, пористости покрытия и т. д.

После проведения этой работы пористый металл сможет не только успешно конкурировать с существующими материалами, но и работать в теплообменных процессах более эффективно, имея более низкую стоимость.

ЛИТЕРАТУРА

1. Jakob R., Chu C. In «Reaction Kinetics for Chemical Engineers». Ed. S. M. Walas, Mc Graw Hill, N. Y., 1959, p. 203.
2. Eckert R. G. In «Proc. of Heat Transfer Symposium», Michigan Univ., 1953, p. 195.

К. Х. Ролл
(*K. H. Roll*[1])

МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОЕ ПРОИЗВОДСТВО В США В 1962—1963 гг.

1962 г. для порошковой металлургии был годом больших успехов — выпуск железного порошка увеличился по сравнению с 1961 г. на 45%; потребление его составило 51450 *т*, из них 58% поступило непосредственно в металлокерамическое производство. Напротив, вы-

[1] Metal Powder Industries Federation (MPIF), New York.

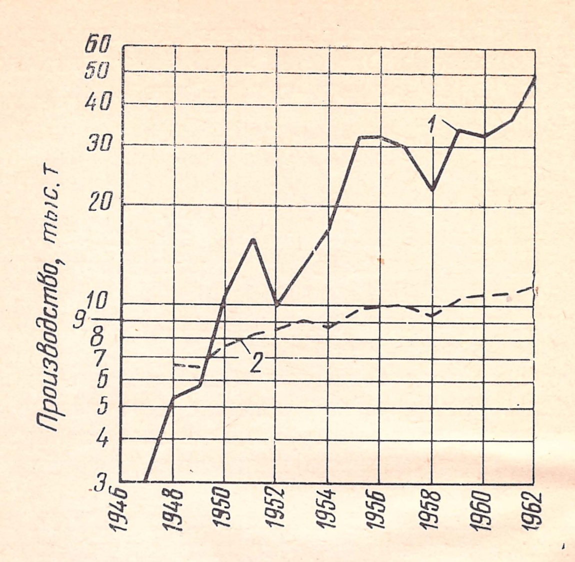


Рис. 1. Производство железного порошка в США (*1*) и кривая деловой активности (*2*) в стране с 1946 по 1962 г.

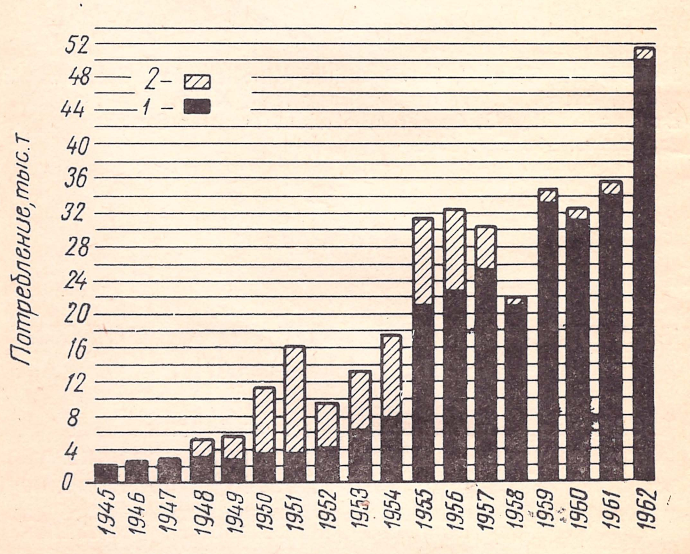


Рис. 2. Потребление железного порошка в США в 1945—1962 гг.:

1 — отечественное производство; *2* — импорт

пуск других основных металлов — стали, меди, алюминия — едва удерживается на постоянном уровне или даже сокращается на несколько процентов. На рис. 1—3 графически представлено развитие порошковой металлургии

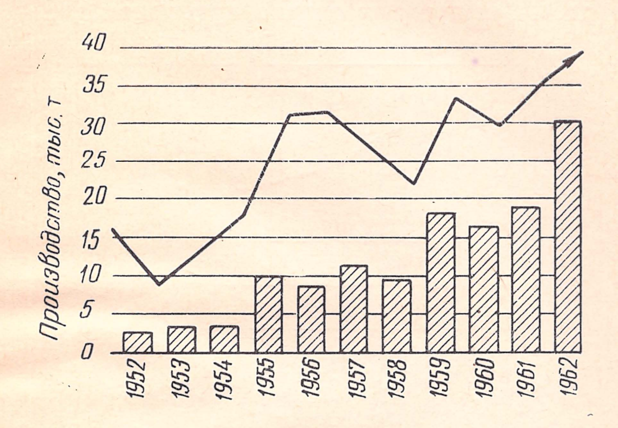


Рис. 3. Производство стальных металлокерамических материалов в США с 1952 по 1962 гг. и кривая общего производства железного порошка за этот период

на примере производства железного порошка и металлокерамических железных материалов.

Потребителем железного порошка служит металлокерамическое производство, выпускающее такие изделия,

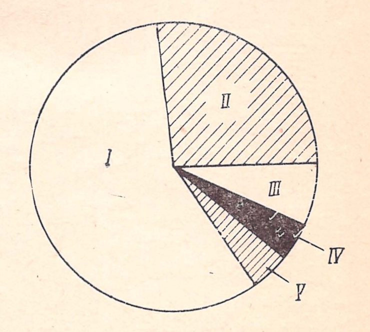


Рис. 4. Потребление порошкового железа в США в 1962 г.:

I — металлокерамическое производство 58%; *II* — производство сварочных электродов 26,5%; *III* — производство электродов для огневой резки металлов 7%; *IV* — электронная промышленность 4%; *V* — прочие области 4,5%

как зубчатые колеса, кулачки, подшипники, различные детали машин; производство сварочных электродов, электродов для огневой резки металлов, электронная промышленность (изготовление магнитов), производство

фрикционных материалов, пищевая промышленность и т. д. На рис. 4 представлена диаграмма потребления железного порошка.

Порошковое железо для нужд металлокерамического производства выпускают одиннадцать фирм в США и в

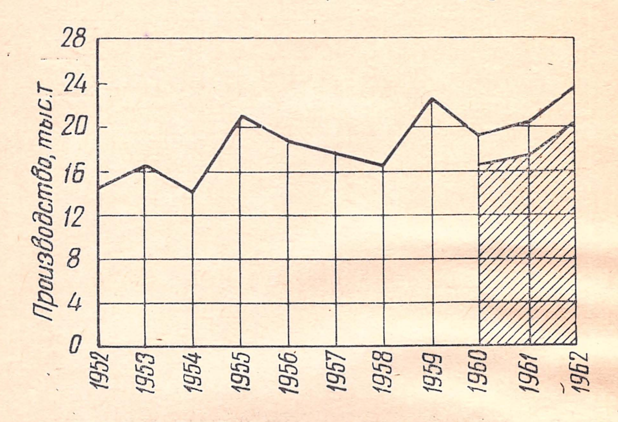


Рис. 5. Производство порошков меди и медных сплавов в США с 1952 по 1962 гг.; для 1960—1962 гг. показан отдельно выпуск сферических порошков (заштрихованная область)

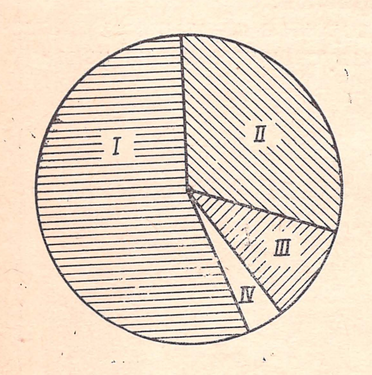


Рис. 6. Выпуск меди и медных сплавов в США в 1962 г.:

I — сферический медный порошок 56%; *II* — сферические порошки медных сплавов 30%; *III* — чешуйчатые порошки медных сплавов 10%; *IV*—чешуйчатый медный порошок 4%

Канаде; кроме того, железный порошок импортируется из трех европейских фирм.

Производство порошков меди (рис. 5) и других цветных металлов, включая латуни, бронзы и сплавы никель — серебро, также достигло значительной величины — 24 тыс.; 56% указанного количества составляет

медный порошок со сферической формой частиц, 30% — сферические порошки медных сплавов и остальное — порошки с чешуйчатой формой частиц (рис. 6).

Порошки со сферической формой частиц служат основным сырьем для порошковой металлургии и применяются в производстве самосмазывающихся подшипников и деталей машин. Порошки с частицами в форме чешуек употребляют для приготовления тертых красок, типографских красок и т. д. Восемнадцать фирм выпускают порошки из медных сплавов. В общем состояние этой отрасли стабильно. Определились рынки сбыта продукции — это автомобильная промышленность, производство бытовых изделий, машиностроение, станкостроение, инструментальное производство. Менее развитые отрасли — производство фрикционных материалов и изделий из порошков тугоплавких металлов.

Производственные мощности по выпуску порошков и металлокерамических изделий более чем достаточны для покрытия спроса — возможность выпуска железного порошка, например в настоящее время более чем в два раза превышает его потребление. Промышленность все более осознает преимущества, вытекающие от применения изделий порошковой металлургии — гарантия качества, надежность, высокая точность и экономическая гибкость. Последнее из перечисленных преимуществ наиболее важно. Капитальные расходы значительно сокращаются, освобождая денежные средства для вложения в другие области. Экономия производства имеет первостепенное значение в промышленности. В данном случае это означает сокращение трудовых затрат, отсутствие потерь со скрапом и сокращение или устранение некоторых технологических операций; конечным результатом является снижение стоимости единицы продукции. В настоящее время все чаще предъявляются повышенные требования к качеству изделий. Это достигается усовершенствованием технологического процесса, улучшением свойств и расширением номенклатуры металлических порошков; совершенствованием оборудования. Эти технические достижения дают возможность предсказать увеличение производства порошковых материалов. Автомобильная промышленность будет использовать все больше изделий порошковой металлургии — в настоящее время средний автомобиль имеет более 100 металлокерамиче-

ских деталей, что составляет 2,5—3 *кг* на автомобиль. Эта цифра будет увеличена к 1970 г. в пять раз. Дисперсноупрочненные металлы, этот уникальный продукт порошковой металлургии, разработка которого является одним из наиболее выдающихся достижений металлургии за последние десятилетия, — производятся в виде ленты, трубы, проволоки и других профилей. Эти материалы сохраняют прочность при высоких температурах.

Промышленным процессом стала прокатка порошков в металлургическую ленту, примером может служить производство ленты из никеля, кобальта, молибдена, алюминиевых гранул.

Расширяются исследования в теории и технологии порошковой металлургии, причем главное внимание направлено на разработку новых материалов и новых технологических процессов — непосредственной прокатки порошков, взрывного прессования, шликерного литья .

УДК 621.762.5

Линейная усадка при спекании порошковых материалов. Г. Г. Хознер. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 5—34.

Целью настоящей статьи является рассмотрение некоторых вопросов, касающихся линейной усадки спеченных порошков, оценка различных факторов, влияющих на величину линейной усадки и, кроме того, обсуждаются вопросы, связанные с различными точками зрения на процесс усадки во время спекания. Илл. 11. Табл. 10. Библ. 10 назв.

УДК 621.762.86

Получение металлокерамических материалов железо — медь методом пропитки и свойства пропитанных изделий. Р. Л. Петтибоун. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 35—60.

Рассматривается процесс пропитки медью железных и железоуглеродистых порошков. Продукция, полученная по этому способу, применяется в наиболее ответственных областях промышленности.

Применяемыми пропитывающими материалами являются медь и латунь, но латунь из-за присутствия цинка применяется реже. Цинк ухудшает физические свойства и приводит к хрупкости. Кроме вышеуказанных материалов, применяют и сплав системы Cu — Fe — Mn, вредного влияния Mn не наблюдается.

Приводится технология процесса получения композиций, их физические свойства. Илл. 4. Табл. 3.

УДК 621.762.04

Диффузионная обработка металлокерамических изделий. П. Е. Мэтхьюз, С. Брэдбери. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 61—69.

Разбирается процесс хромирования, посредством которого могут быть получены изделия с качествами, свойственными сплаву, содержащему хром, а именно, поверхностной твердостью, высокой прочностью, повышенной пластичностью и коррозионной стойкостью.

Этот метод предусматривает смешивание образцов, которые подвергаются обработке, с пористыми гранулами хрома, пропитанными галлоидными соединениями. В качестве образцов использовали бруски, состоящие из железного порошка и смазки, спрессованные до необходимой плотности. Все исследуемые образцы перед обработкой хромированием предварительно спекали при температуре 1122°С в течение 30 *мин.*

Сравнение процессов спекания и хромирования показывают, что при применении последнего получаются улучшенные свойства. Илл. 7. Табл. 1.

УДК 621.762.32

Термообработка металлокерамических деталей. Н. К. Кобел, Р. Ф. Нови. В сб. «Новое в порошковой металлургии» Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 70—88.

Разработаны отличия в термообработке деталей из порошковых материалов по сравнению с деталями, полученными обычным способом. Для повышения механических свойств детали, приготовленные из железного порошка, подвергаются термообработке. Имеется несколько способов для увеличения предела прочности спеченных из железного порошка изделий.

1. Увеличение плотности.
2. Увеличение содержания углерода.
3. Закалка.

Рассматривается влияние каждого способа.

Разобраны процессы цементации и нитроцементации. Описан контроль углеродного потенциала, являющегося важнейшим параметром процессов цементации и нитроцементации. Приведена оптимальная температура для этих процессов.

Описано влияние различных факторов на качество поверхности изделий и их контроль. В статье дан анализ термообработки порошковых изделий, имеющих различную плотность. Илл. 9. Табл. 1.

УДК 621.762.864

Выбор смазок для самосмазывающихся подшипников и других деталей. Дж. Дж. Скотт. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 89—100.

Даются рекомендации по выбору смазки для подшипников. Приведены физические свойства различных смазочных масел и результаты квалификационных испытаний.

Приведены свойства синтетических смазочных материалов и рекомендации по их использованию.

Дано описание установки для испытания смазки. Согласно ASTM и другим спецификациям самосмазывающиеся подшипники могут быть пропитаны двумя способами. Предпочтителен вакуумный способ пропитки, особенно, если плотность образца более 6,8 *г/см*^{3}. Метод вакуумной пропитки более совершенен; применение тридцатиминутного вакуумного цикла обеспечивает стопроцентную пропитываемость подшипников. Илл. 6. Табл. 1.

УДК 621.762.4.045

Экструзия металлических порошков. Н. Р. Гарднер, А. Д. Дональдсон, Ф. М. Йенс. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 101—111.

Описан процесс прессования металлических порошков. Одним из главных технических преимуществ применения порош-

ковых материалов является пластичность как результат отсутствия фазовых превращений и наличия ограниченной точки плавления, что позволяет получать материалы с уникальными механическими и металлургическими свойствами. Возможность получения материалов в виде заготовок и деформация этих заготовок до конфигураций, близких к конечному размеру, является главным преимуществом процесса прессования.

Рассмотрено прессование порошков чистых металлов, сверхтвердых сплавов на основе никеля, цементированных сплавов. Илл. 4. Библ. 1 назв.

УДК 621.762.4.045

Экструзия высокопрочных алюминиевых сплавов. Ф. И. Залески. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 112—117.

Исследовано получение полуфабрикатов из порошков алюминиевых сплавов систем Al — Mn, Al — Mg, Al — Zn — Mg — Cu. Свойства полуфабрикатов, полученных прессованием из порошков этих систем, значительно выше свойств, полученных по обычной технологии.

Технология получения полуфабрикатов заключается в следующем:

1) методом воздушного распыления получают порошок сплава;

2) полученный тонкодисперсный порошок путем термообработки и обработки давлением превращают в уплотненный брикет;

3) брикет подвергают прессованию до получения готового изделия (круглого или плоского сечения). Илл. 1. Табл. 3.

УДК 621.762.047

Производство промышленной алюминиевой ленты прокаткой алюминиевых гранул. Т. С. Догерти. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 118—127.

Процесс прокатки гранул способом Рейнольдса применим для обработки широкого диапазона материалов, обработка которых по обычной технологии затруднительна. Этот способ позволяет с успехом получать ленту из сплавов, которые не поддаются прокатке, например, из сплава алюминия с 12% магния и других сплавов, содержащих значительные количества различных примесей. Легко можно получить сложные материалы, смешивая гранулы различных сплавов перед прокаткой.

Процесс применим также для непрерывного производства биметаллической и плакированной ленты. Илл. 6.

УДК 621.762.4

Влияние некоторых свойств порошка на выбор режима экструзии сварочных электродов. Г. фон Шееле. В сб. «Новое в порошковой металлургии», Перев. с англ. Изд-во «Металлургия, 1970, с. 128—135.

Проведенные исследования показали, что для приготовления массы из железных порошков с малой или средней насыпной плотностью требуется добавлять значительно большие количества силикатов по сравнению с железными порошками, имеющими большую насыпную плотность.

Лучшие характеристики прессования имеет железный порошок насыпной плотностью 3,5 *г/см*³.

При одном и том же давлении прессования железный порошок, имеющий более низкую величину сыпучести, требует добавления меньшего количества силиката для приготовления массы. Это справедливо для сварочных порошков с нормальным распределением дисперсионных частиц. Илл. 4. Табл. 1.

УДК 621.762—629.19

Перспективы применения металлокерамических материалов в космонавтике. У. М. Шефер, В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 136—148.

Приведены данные по применению материалов, полученных методом порошковой металлургии, в космонавтике.

Материалы из порошков применяют для деталей гироскопов, тепловых экранов, антенн. Фильтры из порошковых материалов применяют в топливных и других жидкостных системах ракет.

Магниты, приготовленные методом порошковой металлургии, применяют в магнитных записывающих системах в носовых частях ракет.

Тугоплавкие металлы (W, Ta, Nb и их сплавы) применяют для деталей, подвергающихся воздействию высоких температур, таких как сопла, поверхности ионизации в ракетных двигателях, тепловые экраны и т. д. Илл. 3. Табл. 3. Библ. 8 назв.

УДК 621.762

Металлокерамические композиционные материалы. Н. М. Парик. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 149—157.

Описаны механические свойства композиций, приготовленных из порошков и волокон. Изучение армированных волокном материалов показало, что природа упрочнения путем введения волокна в порошки одинакова с упрочнением по границам зерен в поликристаллических материалах.

Прочность композиций зависит от расстояния между волокнами и от прочности самих волокон.

Увеличение механического упрочнения этих композиций дает возможность получать хорошие материалы для уплотнений. Илл. 5. Библ. 3 назв.

УДК 621.762.5—621.52

Вакуумное спекание цементированных карбидов и тугоплавких сплавов. Дж. Леффлер. К. Х. Мак-Ки, Р. Дж. Стьюлигросс. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 157—168.

Рассматривается вопрос применения вакуумной техники при процессах спекания карбидных сплавов и горячем прессовании тугоплавких металлов и сплавов. Основными карбидными сплавами, которые подвергаются вакуумной обработке, являются TiC—WC—Co или WC—TiC—TaC—Co, TiC—Ni—Mo, Cr_3C_2 — Ni, WC — TaC — Co и т. д.

Свойства многокомпонентных карбидных сплавов, полученных путем вакуумной обработки, по всем показателям выше, чем при обычном способе получения.

Преимущества вакуумного спекания заключаются в следующем:

1. Исключается возможность загрязнения азотом и кислородом.
2. Улучшается качество выходных материалов.
3. Обеспечиваются наилучшие условия для диффузионных реакций.
4. Устраняются летучие примеси, и материал предохраняется от адсорбции примесей из внешних источников.
5. Обеспечивается наилучшая ассимиляция специальных присадок. Илл. 8. Табл. 2. Библ. 8 назв.

УДК 669—405.8:536.24

Передача тепла через пористые материалы. Ф. Дж. Земо. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 168—179.

В последнее десятилетие достигнуты большие успехи в области пористых материалов. Пористые изделия из металлических порошков идут для изготовления теплообменников, фильтров, конструкционных пористых деталей и т. д.

Широко используется пористый металл в качестве испарительных охладителей обшивки ракеты, при входе ее в плотные слои атмосферы. Испарительное охлаждение предусматривает принудительное пропускание жидкости через пористую среду; в этом случае тепло, возникающее на поверхности, вследствие высокоскоростного трения, поглощается и рассеивается испарительным устройством. По этой форме защитного охлаждения были проведены обширные исследования. Илл. 12. Табл. 2. Библ. 2 назв.

УДК 621.762 (73/79)

Металлокерамическое производство в США в 1962—1963 гг., К. Х. Ролл. В сб. «Новое в порошковой металлургии». Перев. с англ. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 179—184.

Отмечается прирост производства железного порошка на 45% по сравнению с 1961 г.; потребление составило 51450 *т*.

Порошковое железо для использования в металлургии производят 11 фирм США, Канады и, кроме того, материал импортируется из трех европейских фирм.

Производство порошков меди и других цветных металлов, включая латуни, бронзы и сплавы никель-серебро также достигло значительной величины — 24 000 *т*.

Приводятся новые порошковые материалы и их применение в промышленности. Илл. 6.

НОВОЕ В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Редактор *В. Е. Квин*
Технический редактор *Н. А. Сперанская*
Переплет художника *А. Г. Седова*

Сдано в производство 24/XI—1969 г. Подп. в печать 27/IV-70 г.
Бумага типографская № 2, 84×108$^{1}/_{32}$ уч.-изд. л. 9,44 бум. л. 3,0

печ. л. 10,08 усл. Заказ 619 Издат. № 4860
Цена 94 коп. Тираж 2900 экз.

Издательство «Металлургия». Москва, Г-34,
2-й Обыденский пер., д. 14

Подольская типография Главполиграфпрома
Комитета по печати при Совете Министров СССР
г. Подольск, ул. Кирова, д. 25


94 коп.